

**ÉTUDE DES STRUCTURES
OBTENUES PAR TREMPE APRÈS CHAUFFAGE
PAR INDUCTION DES ACIERS AU CARBONE
ET D'UNE FONTE**

THÈSE

présentée devant l'Université de Nancy I

pour obtenir le titre de
DOCTEUR - INGÉNIEUR

par

Artémios VAMVACOUSSIS

Ingénieur des Mines
de l'Université Technique Nationale d'Athènes

soutenue publiquement le 5 Septembre 1975, devant la Commission d'Examen

JURY :

Monsieur le Professeur J. BOLFA. *Président*

Monsieur le Professeur M. GANTOIS

Messieurs G. METAUER

G. MEYNET

B. SCHMITT

} . . *Examineurs*

1975

Digitized by the Internet Archive
in 2026

**ÉTUDE DES STRUCTURES
OBTENUES PAR TREMPE APRÈS CHAUFFAGE
PAR INDUCTION DES ACIERS AU CARBONE
ET D'UNE FONTE**

THÈSE

présentée devant l'Université de Nancy I

pour obtenir le titre de
DOCTEUR - INGÉNIEUR

par

Artémios VAMVACOUSSIS

Ingénieur des Mines
de l'Université Technique Nationale d'Athènes

soutenue publiquement le 5 Septembre 1975, devant la Commission d'Examen

JURY :

Monsieur le Professeur J. BOLFA. *Président*

Monsieur le Professeur M. CANTOIS

Messieurs G. METAUER

G. MEYNET

B. SCHMITT

} . . *Examineurs*

1975

UNIVERSITY OF LEIDEN

ETUDE DES STRUCTURES

OBTENUES PAR TRAITEMENT A HAUTE TEMPERATURE

PAR INDUCTION DES ALIERS AU CARBONE

ET DUNE FOUILLE

THESE

Présentée par M. J. VAN VLIET

pour obtenir le grade de

DOCTEUR EN SCIENCES



Archieves VAN VLIET

Reçu par M. J. VAN VLIET

le 15 Mars 1972

Reçu par M. J. VAN VLIET le 15 Mars 1972

Reçu par M. J. VAN VLIET

1972

Reçu par M. J. VAN VLIET

Reçu par M. J. VAN VLIET

Reçu par M. J. VAN VLIET

Reçu par M. J. VAN VLIET

Reçu par M. J. VAN VLIET

Reçu par M. J. VAN VLIET

1972

Reçu par M. J. VAN VLIET le 15 Mars 1972

ΕΙΣ ΤΟΥΣ ΓΟΝΕΙΣ ΜΟΥ

ΕΛΕΥΘΕΡΙΑ καὶ ΗΛΙΑ

Μικρὸν δειγµα εὐγνωμοσύνης.

A MES PARENTS,

Témoignage d'affection et de reconnaissance .

A MES MAÎTRES,

Messieurs les Professeurs : M. GANTOIS
C. CONOPHAGOS
L. MOUSSOULOS

Hommage respectueux.

Avant - Propos

-oOo-

Ce travail a été effectué au Laboratoire de Génie Métallurgique de l'Ecole Nationale Supérieure de la Métallurgie et de l'Industrie des Mines de Nancy, dans le cadre d'une collaboration avec la Société des Automobiles Peugeot que nous tenons à remercier.

Nous exprimons notre profonde gratitude à Monsieur le Professeur J. BOLFA pour l'honneur qu'il nous fait en acceptant de présider notre Jury de Thèse.

Nous remercions tout particulièrement Monsieur Michel GANTOIS, Maître de Conférences, Directeur du Laboratoire de Génie Métallurgique, qui a dirigé notre travail en nous faisant bénéficier de son expérience et de sa compétence.

Nous adressons nos plus vifs remerciements à Monsieur G. MEYNET, Chef de Service au Laboratoire de la Société des Automobiles Peugeot, qui a suivi cette étude et qui a aimablement accepté d'examiner notre travail.

Nous remercions profondément Monsieur Bernard SCHMITT qui a suivi notre travail depuis notre arrivée au Laboratoire. Il nous a non seulement initié à la recherche en nous faisant bénéficier de sa compétence et de son expérience, mais également prodigué maints conseils et consacré beaucoup de temps.

Nos sincères remerciements vont également à Monsieur G. METAUER pour s'être intéressé avec une grande amabilité à notre travail et pour nous avoir témoigné sa sympathie.

Nous n'oublierons pas tous les camarades du Laboratoire et, en particulier, Monsieur J. POIRSON pour l'aide précieuse qu'il nous a apportée.

Que Madame E. SCHMITT trouve ici l'expression de notre profonde gratitude pour la compétence et le soin avec lesquels elle a préparé l'impression de ce mémoire.

Nous remercions également Madame LEHMANN pour sa constante collaboration, Madame SPIESS et Messieurs B. COLLERET, B. BOREUX et G. FLORENTIN pour leur participation à la mise en forme de ce mémoire.

0 0
0

Table des Matières

-o0o-

INTRODUCTION	1
<u>CHAPITRE I</u> : <i>METHODES EXPERIMENTALES</i>	4
I.1 - LE TRAITEMENT DE TREMPER APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION	4
I.1.1 - Principe du chauffage par induction	4
I.1.2 - Application au processus de trempe après chauffage par induction	6
I.2 - LE DISPOSITIF DU TRAITEMENT SUPERFICIEL DE TREMPER APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION	7
I.2.1 - Principe de fonctionnement	7
I.2.2 - Réalisation pratique	8
I.3 - ALLIAGES ETUDIES	10
I.4 - METHODES GENERALES D'OBSERVATION ET D'ETUDE DES BARREAUX TREMPEES APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION	11
I.4.1 - Microscopie optique	11
I.4.2 - Microscopie électronique sur lames minces	11
I.4.3 - Analyse ponctuelle du carbone à la microsonde électronique	12
I.4.4 - Diffraction des rayons X	14
I.4.5 - Essais de dureté et de microdureté	15
<u>CHAPITRE II</u> : <i>ETUDE MORPHOLOGIQUE ET STRUCTURALE DE LA COUCHE TRAITEE D'UN ACIER XC 42 TREMPER APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION</i>	16
II.1 - INTRODUCTION	16

II.2 - LES TRANSFORMATIONS DE PHASES AU COURS DU TRAITEMENT DE TREMPÉ APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION	17
II.2.1 - Austénitisation	17
II.2.2 - Homogénéisation	18
II.2.3 - Trempe	19
II.3 - LES METHODES DE CARACTERISATION RAPIDE DES COUCHES TRAITEES	20
II.3.1 - Les mesures de dureté	20
II.3.2 - Observation microscopique et microdureté	21
II.3.3 - Morphologie des couches trempées	27
II.3.4 - Conclusion	27
II.4 - CARACTERISTIQUES DES MORPHOLOGIES MARTENSITIQUES CLASSIQUES AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE	30
II.4.1 - La martensite en plaquettes	30
II.4.2 - La martensite en lattes	31
II.4.3 - Les principaux facteurs affectant la morphologie martensitique	32
II.4.3.1 - Composition	32
II.4.3.2 - La résistance mécanique de l'austénite.	33
II.4.3.3 - La vitesse de refroidissement	33
II.4.3.4 - La pression	34
II.5 - ETUDE MORPHOLOGIQUE PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE DES COUCHES TREMPÉES	34
II.5.1 - Les observations à différentes profondeurs	34
II.5.2 - Conclusions	43
II.6 - CRISTALLOGRAPHIE DES MARTENSITES OBSERVEES	46
II.6.1 - Introduction	46
II.6.2 - Etude cristallographique de la martensite dans l'alliage XC 42	47
II.6.2.1 - Martensite en plaquettes	47
II.6.2.2 - Martensite en lattes	49
II.7 - INTERPRETATION ET DISCUSSION DES PARTICULARITES OBSERVEES DANS LES STRUCTURES MARTENSITIQUES	51

<u>CHAPITRE III : ETUDE DES PARAMETRES DU TRAITEMENT</u>	57
III.1 - INTRODUCTION	57
III.2 - INFLUENCE DE LA COMPOSITION DES ACIERS SUR LA STRUCTURE DES COUCHES TRAITEES	58
III.2.1 - Aspect micrographique en relation avec la dureté	58
III.2.2 - Les structures fines martensitiques	66
III.2.2.1 - Les morphologies martensitiques ..	66
a) Acier XC 80	66
b) Acier XC 18	72
III.2.2.2 - Etude cristallographique de la martensite dans l'acier XC 80	72
III.3 - INFLUENCE DE L'ETAT STRUCTURAL DES ACIERS SUR LA STRUCTURE DES COUCHES TRAITEES	78
III.3.1 - Les aciers XC 80	79
III.3.2 - Les fontes à graphite sphéroïdal	83
III.4 - INFLUENCE DES PARAMETRES PHYSIQUES DU TRAITEMENT SUR LES STRUCTURES DES COUCHES TREMPÉES	87
III.4.1 - Influence de la puissance dissipée dans l'inducteur	88
III.4.2 - Influence de la vitesse de défilement	88
III.4.3 - Influence de la distance inducteur-douche	93
III.5 - INTERPRETATION ET DISCUSSION	102
III.6 - ANALYSE RADIOCRISTALLOGRAPHIQUE DES COUCHES TREMPÉES ...	107
III.6.1 - Résultats expérimentaux	107
III.6.2 - Exploitation des résultats	109
III.6.3 - Interprétation des résultats	112
III.6.4 - Conclusion	116
CONCLUSIONS GENERALES	117

Introduction

-o0o-

Un des soucis permanents des utilisateurs de métaux ou, d'une façon plus générale, de matériaux est de trouver des solutions pour accroître à la fois la résistance et la fiabilité des pièces qu'ils fabriquent, tout en réduisant au maximum leur prix de revient.

Pour réaliser ces objectifs, deux voies essentielles s'offrent aux industries mécaniques concernées, soit la mise au point de nouveaux alliages plus compétitifs, soit l'adaptation de traitements thermiques, mécaniques, thermomécaniques ou thermochimiques à des alliages existants.

Dans des cas précis, les progrès accomplis dans la maîtrise de certains traitements ont conduit à remplacer l'utilisation, pour la fabrication d'une pièce, d'un alliage relativement coûteux par un alliage moins cher, auquel un traitement précis confère des propriétés d'emploi au moins égales, sinon supérieures, à celles correspondant à la solution antérieure.

Ainsi, dans l'industrie automobile, l'exemple du vilebrequin est, de ce point de vue, très intéressant. Cette pièce fut fabriquée en acier allié au chrome-molybdène (35 CD 4), jusqu'à ce que les progrès du procédé de trempe après chauffage par induction permettent d'abandonner cette nuance au profit d'un simple acier au carbone (XC 42) traité superficiellement.

Dans la construction mécanique, de nombreuses pièces doivent répondre à des caractéristiques telles qu'une bonne résilience à coeur soit associée à une dureté superficielle élevée. Le traitement de la trempe après chauffage par induction répond, dans de nombreux cas, à ce double objectif, par la possibilité qu'il présente de concentrer une puissance

élevée par unité de surface. Le *tableau I*⁽¹⁾ permet de comparer les possibilités de concentration de puissance de plusieurs modes de chauffage.

Mode de chauffage	Puissance Maximale par cm ²
Convection	0,5 watt
Radiation	25 watts
Chalumeau	800 watts
Induction	10 kilowatts

Tableau I

Le traitement des surfaces au moyen du chauffage par induction, suivi d'une trempe à l'eau qui est le plus souvent improprement appelée "*trempe à induction*", est couramment employé dans l'industrie pour durcir superficiellement des pièces mécaniques dont les formes sont souvent très complexes.

L'étude technologique de ce procédé a fait l'objet de nombreuses recherches, surtout entre 1945 et 1960⁽²⁾⁽³⁾⁽⁴⁾. Les résultats spectaculaires obtenus par ce procédé ont largement contribué à son développement industriel. Cependant, jusqu'à ce jour, peu d'études ont été consacrées à l'examen approfondi des structures engendrées par ce traitement.

Notre travail a consisté à aborder, du point de vue métallurgique, l'étude morphologique et structurale des couches affectées par le traitement de trempe après chauffage par induction.

Après un exposé de la technique du procédé de "*trempe à induction*" et des méthodes expérimentales employées au cours de cette étude, nous consacrerons un chapitre à la caractérisation de la couche traitée de l'acier XC 42, par microscopie optique et par mesures de dureté des morphologies martensitiques observées, puis, par microscopie électronique, nous étudierons la structure fine de la martensite. Dans un dernier chapitre, nous aborderons et

discuterons les influences des paramètres du traitement, soit ceux d'origine métallurgique propres au matériau à traiter, soit ceux spécifiques des différents aspects du traitement thermique.

Cette étude a donc deux objectifs :

- la caractérisation aussi précise que possible des morphologies et des structures des couches superficielles obtenues par traitements des alliages fer-carbone,

- l'analyse de l'influence des paramètres de traitement, dans le souci d'en effectuer un classement utile au praticien.

CHAPITRE I

MÉTHODES EXPÉRIMENTALES

-o0o-

I.1 - LE TRAITEMENT DE TREMPÉ APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION

I.1.1. - PRINCIPE DU CHAUFFAGE PAR INDUCTION

Un générateur haute ou moyenne fréquence crée, par l'intermédiaire d'un inducteur, un champ magnétique alternatif dans lequel est placée la pièce à chauffer (*figure I.1*).

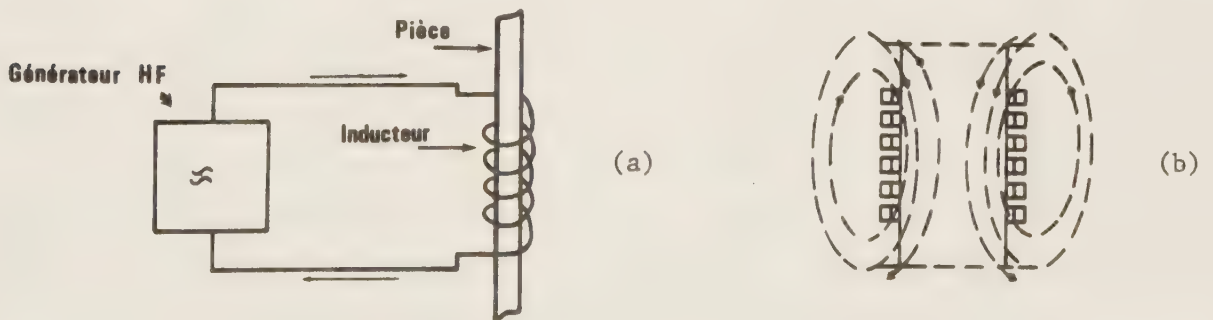


Figure I.1 : *Principe du chauffage par induction.*

a) *Schéma*

b) *Spectre du flux magnétique*

L'échauffement de la pièce est dû :

- aux pertes par courants de Foucault,
- aux pertes par hystérésis.

La circulation des courants induits s'effectue à la périphérie de la pièce, sur une épaisseur qui est fonction de la fréquence (*figure I.2*).

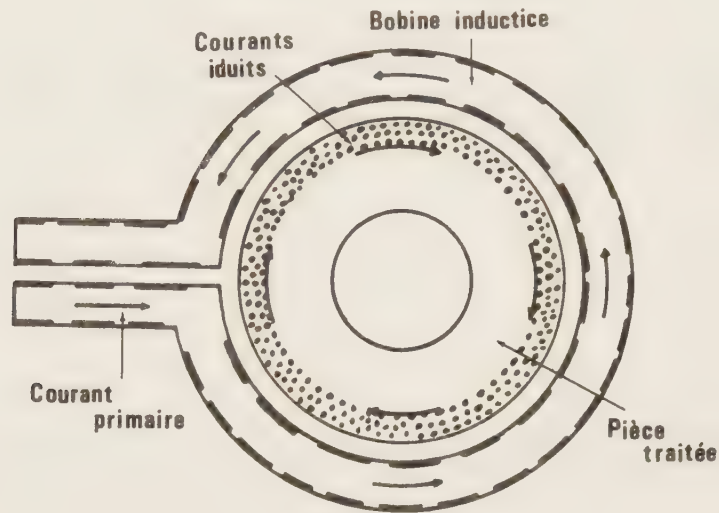


Figure I.2 : Circulation périphérique des courants induits dans la pièce.

Lorsque le matériau à chauffer est magnétique, il est soumis à une alimentation alternative dont l'inertie magnétique entraîne une dépense d'énergie connue sous le nom de pertes par hystérésis. Ces dernières s'ajoutent aux pertes par courants de Foucault pour l'échauffement de la pièce (*figure I.3*). Les pertes par hystérésis cessent dès que le matériau n'est plus ferro-magnétique, c'est-à-dire au passage du point de Curie. Seules alors, les pertes par courants de Foucault contribuent à l'échauffement de la pièce.

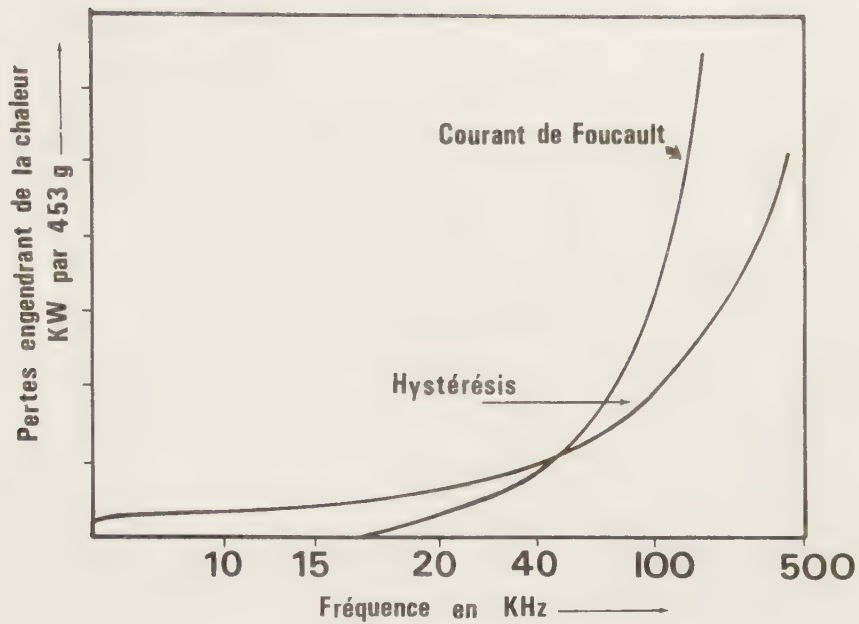


Figure I.3 : Pertes par hystérésis et courants de Foucault.

I.1.2. - APPLICATION AU PROCESSUS DE TREMPE APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION

Le circuit oscillant du générateur de chauffage par induction que nous avons utilisé est constitué principalement par la mise en parallèle d'une self et d'un condensateur, les oscillations du circuit étant entretenues par un tube oscillateur.

La fréquence des oscillations détermine la profondeur δ de pénétration des courants dans la pièce à chauffer, suivant la relation :

$$\delta = 5030 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}$$

dans laquelle :

δ est la profondeur de pénétration en cm,
 ρ la résistivité du matériau en ohm par cm,
 μ la perméabilité du matériau,
 et f la fréquence en cycles/secondes.

Cette formule met en évidence le principe du chauffage superficiel par induction ; elle montre qu'il est possible, en modifiant la fréquence f , d'obtenir à volonté une profondeur de pénétration très faible.

Dans le traitement de trempe après chauffage par induction, le refroidissement rapide est réalisé par arrosage à l'eau. La douche constitue un complément important de l'inducteur et conditionne très souvent la qualité et la régularité du traitement désiré.

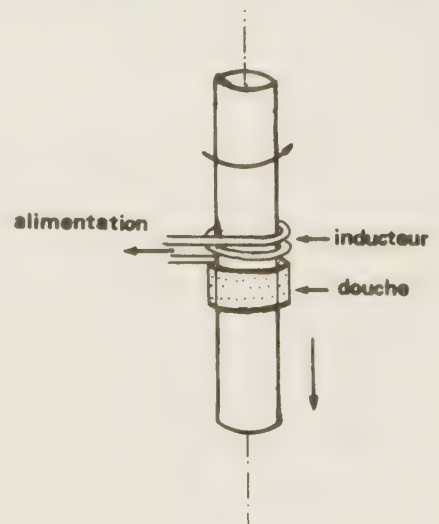
I.2 - LE DISPOSITIF DU TRAITEMENT SUPERFICIEL DE TREMPÉ APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION

I.2.1. - PRINCIPE DE FONCTIONNEMENT

Une éprouvette cylindrique de 20 mm de diamètre et de 20 cm de longueur, animée d'un mouvement de rotation autour de son axe et d'un mouvement de translation le long de cet axe, se déplace dans un inducteur de dimensions réduites, alimenté par un courant de haute fréquence (500 khertz) obtenu à l'aide d'un générateur STEL. Après un chauffage superficiel localisé dans la zone de l'inducteur, l'éprouvette est refroidie rapidement par une douche solidaire de l'inducteur (*figure I.4*).

Figure I.4

Schéma d'un dispositif de trempe à induction



I.2.2. - REALISATION PRATIQUE

L'ensemble inducteur-douche est fixé au générateur haute fréquence (figure I.5).

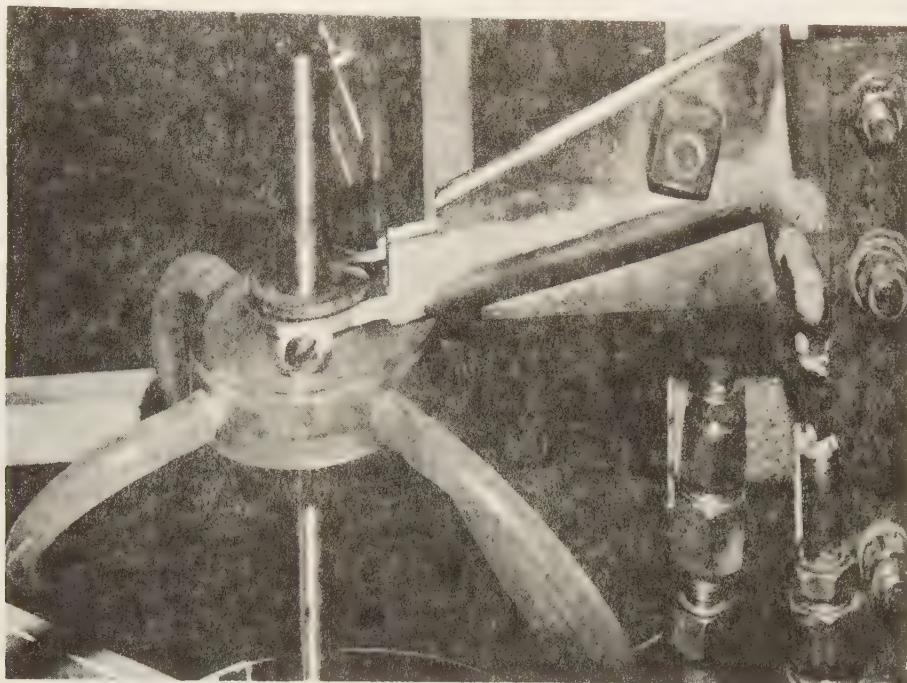


Figure I.5 : L'ensemble inducteur-douche de notre dispositif fixé au générateur haute fréquence.

Nous avons construit un dispositif mobile capable de faire des traitements de trempe à induction sur des barreaux cylindriques. Dans ce dispositif, l'éprouvette E est montée, à l'aide d'une pointe tournante compressible Pt , sur un tablier mobile T équilibré par un contrepoids C . Le mouvement de ce tablier, limité par les guides de déplacement G_1 et G_2 , est obtenu par une vis d'entraînement V , actionnée elle-même par un moteur à vitesse variable Mt . Le mouvement de rotation de l'éprouvette est assuré par un moteur d'entraînement annexe Mr relié à un sélecteur de vitesses constitué de deux poulies à étages.

La console inférieure du tablier Cr est réglable en hauteur selon la longueur de l'éprouvette. Les limites supérieure et inférieure du déplacement du tablier sont contrôlées par les minirupteurs de fin de course à double sécurité FC_1 et FC_2 .

Tous les organes de commande des différents mouvements sont centralisés dans l'armoire Ac .

La figure I.6 illustre les différentes parties du dispositif.

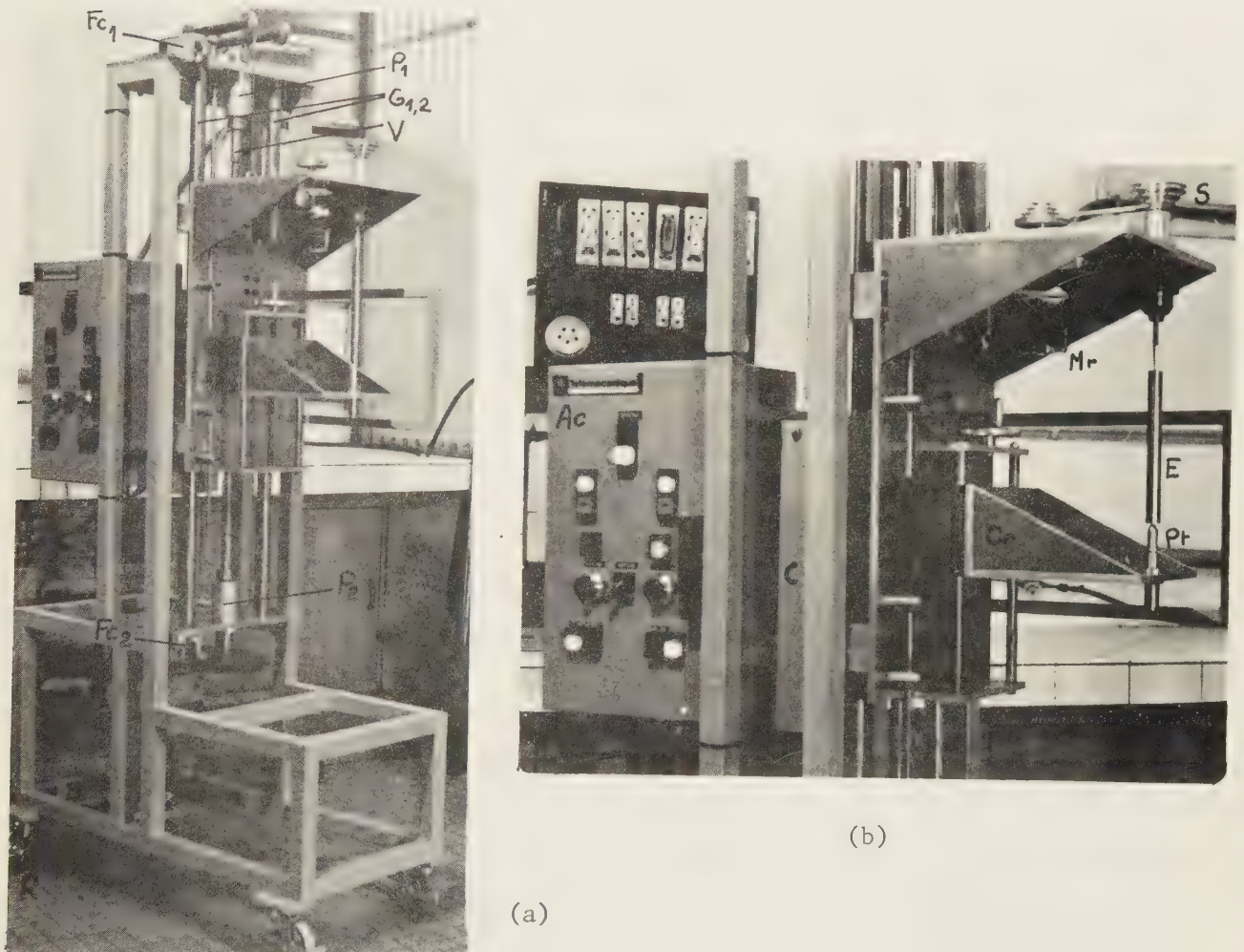


Figure I.6 : Dispositif de trempe, après chauffage à induction, qui a été construit pour cette étude.

- a) Vue d'ensemble,
- b) Détail du support mobile d'éprouvettes et de la commande des différents mouvements.

I.3 - ALLIAGES ETUDIES

Quatre nuances d'aciers normalisés industriels XC 18, XC 42, XC 55, XC 80, et une fonte GS , ont été étudiées.

Leur composition est donnée dans le *tableau I.1.*

nuances d'aciers	C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %
XC 18	0,20	0,51	0,14	0,038	0,013	0,12
XC 42	0,43	0,66	0,34	0,020	0,020	0,10
XC 55	0,53	0,70	0,35	0,010	0,020	0,24
XC 80	0,75	0,22	0,23	0,014	0,010	0,13
Fonte GS	3,77	0,75	2,02	0,010	0,015	0,03

Tableau I.1.

Une autre nuance d'acier XC 80 a été utilisée. Sa teneur effective en C était de 0,86 % en poids.

Les nuances d'aciers présentent, avant traitement, la structure ferrito-perlitique classique (*figure III.2, chap. III*) avec un indice de taille de grain voisin de 7 (norme AFNOR), sauf pour l'acier XC 55 dont les grains plus gros correspondent sensiblement à l'indice 3. La structure initiale de la fonte se compose de graphite sphéroïdal à l'intérieur d'une matrice ferrito-perlitique, la ferrite entourant sous forme d'auréole le graphite sphéroïdal (*figure III.26, chap. III*).

I.4 - METHODES GENERALES D'OBSERVATION ET D'ETUDE DES BARREAUX TREMPES

APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION

I.4.1. - MICROSCOPIE OPTIQUE

Les barreaux trempés ont été sectionnés sans échauffement à l'aide d'une tronçonneuse SOMEREC équipée d'un disque dont la texture permet d'effectuer la coupe d'un barreau de 20 mm de diamètre en 20 minutes.

Après un polissage mécanique sous eau avec des papiers abrasifs de plus en plus fins allant jusqu'à la granulométrie 600, les sections circulaires sont polies sur feutres chargés de pâte diamant (6 μm et 3 μm).

Le nital est le réactif d'attaque (HNO_3 ... 3 cc et ethanol ... 97 cc) qui a été le plus souvent utilisé. La durée de l'attaque est variable de quelques secondes jusqu'à environ une minute selon l'état structural et selon la composition de l'alliage utilisé.

I.4.2. - MICROSCOPIE ELECTRONIQUE SUR LAMES MINCES

Des anneaux d'épaisseur 0,1 mm ont été usinés au tour, en évitant tout échauffement.

Les diamètres de ces anneaux correspondent à différentes profondeurs du barreau trempé, 0 mm, 0,5 mm, 1 mm, 1,5 mm, 2 mm, 2,5 mm. Les anneaux ainsi préparés sont amincis électrolytiquement dans un premier temps sous une tension de 15 V et dans une solution à 10 % d'acide perchlorique de l'éther monobutylique de l'éthylène glycol. La température de l'électrolyte est maintenue à 15°C. Cet amincissement a été poursuivi jusqu'à une épaisseur de 0,02 mm. Un découpage des anneaux, suivi parfois par un amincissement mécanique, donne des lames qui possèdent des régions suffisamment minces (< 0,01 mm) pour l'amincissement électrolytique final. Celui-ci, plus bref, est obtenu dans

une solution à 5 % d'acide perchlorique de l'éther monobutylique de l'éthylène glycol, sous une tension de 11 V. La température de l'électrolyte est maintenue aussi à 15°C.

Nous avons ainsi obtenu des lames minces en fonction de l'épaisseur de la zone trempée, observables au microscope électronique PHILIPS EM300 muni d'un décontaminateur à azote liquide et d'une platine orientable. La tension d'accélération des électrons est de 100 kV.

Nous avons fréquemment eu recours à la projection stéréographique pour exploiter les relations cristallographiques des clichés de microdiffraction. Bien que de précision assez limitée ($\pm 1/2$ degré sur stéréogramme de 30 cm), cette méthode graphique permet une approche simple de nombreux problèmes. Elle est particulièrement bien adaptée à :

- l'étude des orientations de maillage,
- la recherche du plan d'accolement entre deux phases,
- la détermination des relations d'orientation.

I.4.3. - ANALYSE PONCTUELLE DU CARBONE A LA MICROSONDE ELECTRONIQUE

Des analyses ponctuelles de carbone ont été effectuées sur les échantillons de fonte à graphite sphéroïdal.

Le but était de mettre en évidence des variations de concentration en carbone dans la phase martensitique après des traitements différents.

Cette analyse pose un certain nombre de difficultés expérimentales et il est ainsi nécessaire de prendre plusieurs précautions. Dans ce but, le dispositif d'anticontamination de l'appareil CAMECA MS 46, constitué d'une pièce en cuivre refroidie à la température de l'azote liquide (-196°C) et d'une microfuite réglable, s'avère insuffisant pour la mise en évidence de très faibles quantités de carbone. En effet, en raison de la proximité de la pièce de cuivre, l'échantillon se refroidit par rayonnement et piège à son tour les vapeurs d'huile. Cette pollution, bien que très faible, peut cependant

doubler le bruit de fond. Nous avons utilisé un portoir chauffant constitué par un fil du type "Thermocoax" (conducteur recouvert d'alumine) serti dans un tube de cuivre. Par laminage de l'ensemble, on obtient une plaquette de deux millimètres d'épaisseur (*figure I.7*). Une puissance dissipée de 1,5 W est nécessaire pour maintenir constante la température de l'échantillon à environ 20°C.

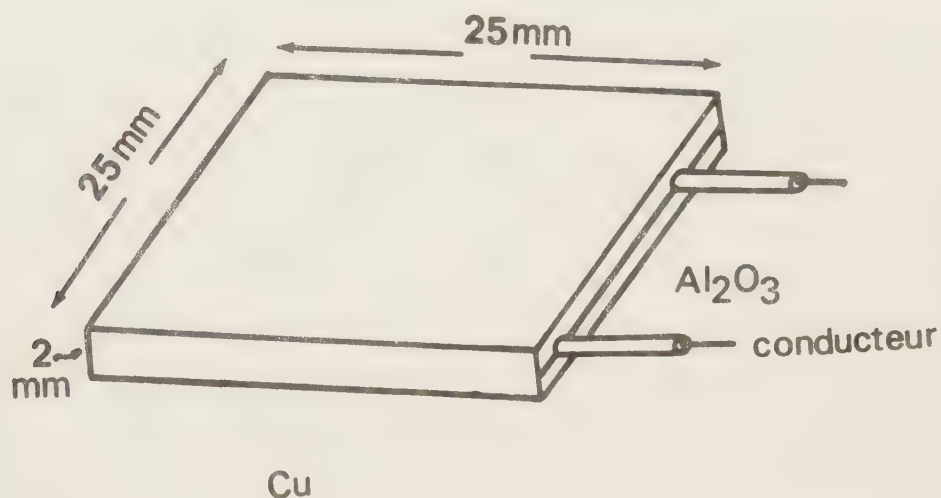


Figure I.7 : Portoir chauffant pour maintenir l'échantillon à une température constante.

Enfin, la préparation des échantillons a une grande importance. En général, pour le polissage, l'échantillon est enrobé dans une résine synthétique. Or, nous avons remarqué que l'emploi du portoir chauffant entraîne une contamination en surface, près du bord de l'échantillon, par cette résine. C'est la raison pour laquelle nous avons utilisé un portoir entièrement métallique contenant à la fois des portes-témoins (fer électrolytique) et l'échantillon. Cet ensemble échantillon-témoins est poli très soigneusement jusqu'à la pâte diamant de 3 μm , de façon à éviter les effets qui modifient l'angle d'émergence des rayons X.

Comme témoin de carbone, nous avons préféré le diamant au graphite. En effet, l'intensité de la raie caractéristique du diamant est très nettement supérieure à celle du graphite. Comme témoin de fer, nous avons utilisé le

fer électrolytique.

Les résultats des analyses quantitatives ponctuelles sont corrigés par la méthode ZAF programmée sur ordinateur et adaptée aux éléments légers (5).

I.4.4. - DIFFRACTION DES RAYONS X

Afin d'étudier l'évolution du doublet tétragonal (112)-(211) de la martensite dans les différentes couches martensitiques de l'anneau affecté par la trempe à induction d'un acier XC 80, nous avons utilisé le goniomètre à compteur du type "Théta 60" de la Compagnie Générale de Radiologie.

Cet appareil comporte un tube à rayons X scellé, à anticathode de cobalt, d'une puissance de 600 W, dont le débit est constant, un compteur proportionnel scellé muni d'un discriminateur d'impulsions. Le bruit de fond de l'appareil est très sensiblement diminué grâce à un seuil et une bande passante réglés de façon à ne compter que les impulsions dues aux photons de longueur d'onde très voisine de $\lambda_{K\alpha \text{ Co}}$.

Les mesures d'intensité point par point ont été effectuées dans l'intervalle angulaire 47° - 52° . Les comptages d'une durée de 200 sec. ont été enregistrés à l'aide d'un dispositif d'avance automatique pas à pas, couplé à une imprimante. Le compteur se déplace après l'impression de chaque résultat d'un intervalle angulaire de 2.10^{-2} degrés.

Le barreau destiné à l'analyse radiocristallographique à été découpé en plaquettes d'une longueur de 18 mm et d'une largeur de 6 mm, soit une surface voisine de 110 mm^2 . A une largeur de 6 mm, correspond une variation de profondeur de 0,5 mm de la surface du barreau (figure I.8). Après chaque analyse, la plaquette subissait un polissage mécanique sous eau, à l'aide de papier abrasif de grain 120, jusqu'à la profondeur choisie pour l'analyse suivante. Avant chaque analyse, un polissage fin est effectué sur la surface de mesure jusqu'au papier de granulométrie 800. Nous avons ainsi analysé les surfaces correspondant à différentes profondeurs du barreau trempé ; 0,5 mm, 1 mm, 1,5 mm, 2,5 mm, 3 mm.

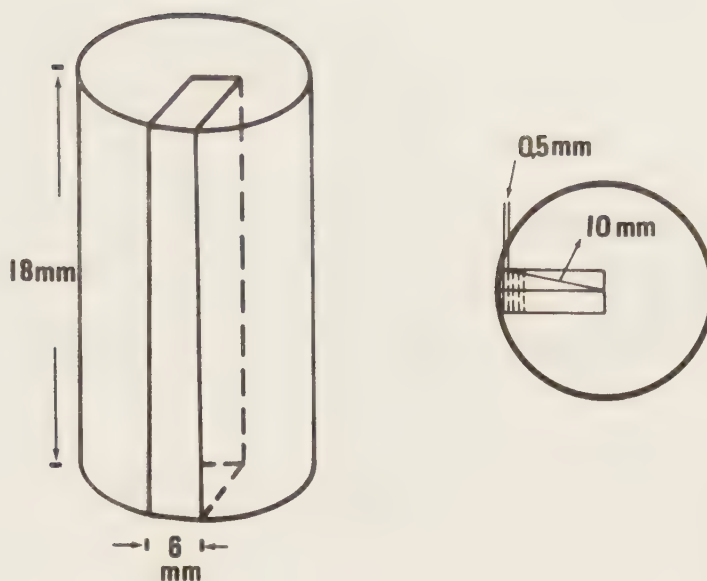


Figure I.8 : *Découpage de l'échantillon en plaquettes destinées à l'analyse radiocristallographique.*

I.4.5. - ESSAIS DE DURETE ET DE MICRODURETE

Les duretés superficielles du barreau, obtenues par essai Vickers sous charge de 30 kg, ont été mesurées le long des génératrices du barreau. D'autres essais Vickers sous charge de 30 kg, réalisés sur une section polie du barreau, ont permis d'apprécier l'épaisseur de la couche trempée et de tracer l'évolution de la dureté à l'intérieur de cette couche.

Les essais de microdureté ont été effectués sous une charge de 66 gr à l'aide du microduromètre ZEISS. Les points portés sur les courbes représentent la moyenne d'une dizaine d'essais pour lesquels la dispersion est de l'ordre de 20 Kg/mm^2 .

CHAPITRE II

ÉTUDE MORPHOLOGIQUE ET STRUCTURALE DE LA COUCHE TRAITÉE D'UN ACIER XC 42 TREMPÉ APRÈS CHAUFFAGE PAR INDUCTION

-o0o-

II.1 - INTRODUCTION

Les applications industrielles du procédé de trempe après chauffage par induction s'appuient essentiellement sur certaines propriétés des matériaux traités, telles que la dureté superficielle et la résistance à la fatigue.

Si, comme nous l'avons déjà dit, la mise au point technologique du procédé a été l'objet de nombreuses études⁽²⁾⁽³⁾⁽⁴⁾, paradoxalement, les structures engendrées par ce traitement n'ont pratiquement pas été étudiées.

Dans ce chapitre, nous nous proposons d'examiner et de caractériser les couches traitées. Nous avons choisi à cet effet la nuance d'acier XC 42 qui est très souvent utilisée pour ce traitement dans l'industrie. Après des observations en microscopie optique et des mesures de dureté macroscopique et microscopique, nous examinerons les structures martensitiques fines à l'aide du microscope électronique.

II.2 - LES TRANSFORMATIONS DE PHASES AU COURS DU TRAITEMENT DE TREMPE

APRES CHAUFFAGE PAR INDUCTION

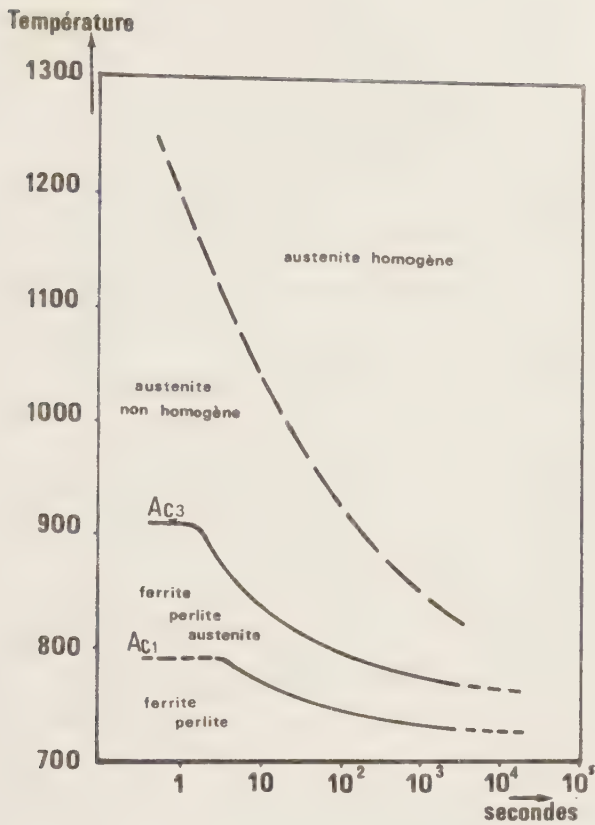
Les développements récents des procédés de traitement thermique conduisant à la trempe de l'acier correspondent à des temps d'austénitisation de plus en plus courts⁽⁶⁾⁽⁷⁾. Si les phénomènes mis en jeu sont relativement bien connus dans le cas du chauffage classique, il n'en est pas de même lorsque le processus d'échauffement est limité à des durées de l'ordre de la seconde. Ces courtes durées de chauffage influencent ensuite toutes les transformations que subit le matériau pendant les autres phases du cycle thermique.

II.2.1. - AUSTENITISATION

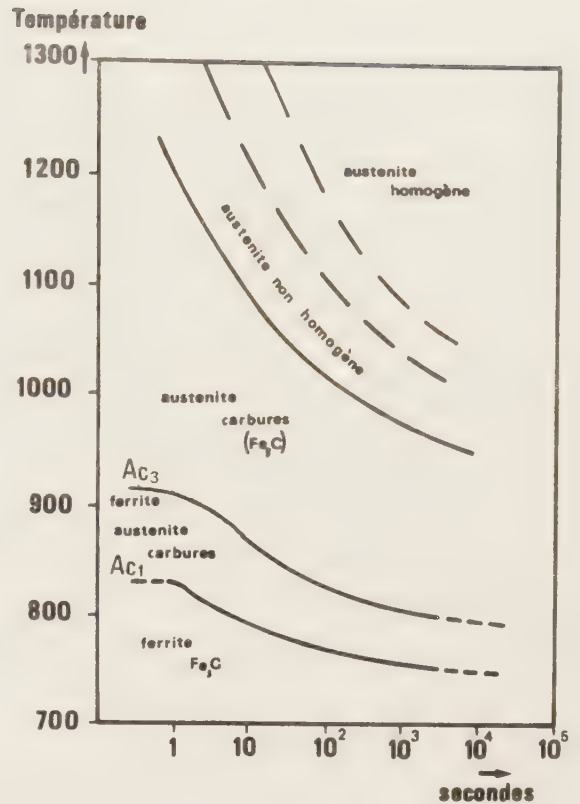
Dans les conditions de chauffage classique, l'austénite se forme par un mécanisme de germination et croissance ; la dissolution des carbures et la croissance du grain austénitique sont des phénomènes dépendant de la diffusion.

Avec des temps d'austénitisation très courts, les mécanismes habituels sont perturbés et les conditions de formation de l'austénite, notablement différentes. ORLICH⁽⁶⁾ et SCHLICHT⁽⁷⁾ ont étudié les particularités liées au chauffage rapide. Ils représentent, avec une bonne vue d'ensemble, les phénomènes de transformation et de mise en solution au cours de l'austénitisation, par des diagrammes de transformation à échauffement continu, ou isotherme. Ces diagrammes renseignent sur le déroulement de la formation de l'austénite, de la mise en solution des carbures, de l'homogénéisation et de l'évolution de la taille du grain en fonction de la température et du temps, et permettent ainsi d'obtenir des indications sur les structures susceptibles de se former au cours de la trempe.

Nous reproduisons (*figure II.1*) les diagrammes de transformation en échauffement continu des aciers XC 48 (*fig. II.1.a*) et XC 70 (*fig. II.1.b*) étudiés par ORLICH⁽⁶⁾.



(a)



(b)

Figure II.1 : Diagrammes de transformation en échauffement continu, d'après ORLICH⁽⁶⁾.

a) Acier XC 48

b) Acier XC 70

Nous remarquerons que le début (AC_1) et la fin (AC_3) de la transformation atteignent, pour les grandes vitesses de chauffage, des valeurs constantes. Ainsi, la fin de la transformation des aciers au carbone n'est jamais déplacée à des températures supérieures à 910°C . Cette température, qui correspond au point de transformation du fer pur, montre que, dans ces conditions de chauffage, la diffusion du carbone à grande distance ne se produit pas, puisque la même température limite AC_3 a été obtenue pour cinq aciers de teneurs différentes en carbone.

II.2.2. - HOMOGENEISATION

Les diagrammes de transformation en échauffement continu des aciers XC 48 et XC 70 dus à ORLICH⁽⁶⁾ (figure II.1) mettent l'accent sur

le passage d'une austénite non homogène à une austénite homogène. La formation de l'austénite et la solubilisation des carbures doivent s'accompagner d'une diffusion du carbone vers les domaines antérieurement ferritiques. Dans le cas d'un chauffage par induction, les carbures ont une résistance électrique spécifique qui est nettement plus grande que celle de la ferrite. Ainsi, les carbures s'échauffent plus rapidement que la ferrite qui les entoure et c'est la raison pour laquelle leur mise en solution est rapide. Le temps disponible pour la diffusion du carbone vers les domaines antérieurement ferritiques est très court et, en conséquence, l'homogénéisation sera d'autant plus complète que le carbone, ou plus exactement les carbures, seront répartis aussi régulièrement et aussi finement que possible dans la structure initiale, afin que les parcours de diffusion soient les plus courts possibles.

II.2.3. - TREMPE

L'évacuation des calories emmagasinées préférentiellement dans les étapes précédentes du traitement, dans les zones internes du barreau cylindrique, est assurée à la fois par l'extérieur, sous l'effet de la douche qui arrose l'éprouvette, et par l'intérieur où le transfert des calories par conduction, qui s'est amorcé dès le début du traitement, se poursuit jusqu'au refroidissement complet de l'échantillon cylindrique.

Ainsi, lorsque le chauffage est plus rapide et la couche échauffée plus mince, le refroidissement devient plus rapide. En d'autres termes, le phénomène de trempe est influencé par la puissance dissipée et la fréquence du courant électrique employé. On met ainsi en évidence la dépendance des nombreux paramètres d'un tel traitement.

Macroscopiquement, la martensite résultant du traitement présente des caractéristiques de dureté supérieures à celles d'un traitement classique. Ainsi, la *figure II.2* due à OSBORN ⁽⁸⁾ illustre ce fait. Ce sont des observations que nous nous sommes efforcés d'expliquer au cours de notre travail.

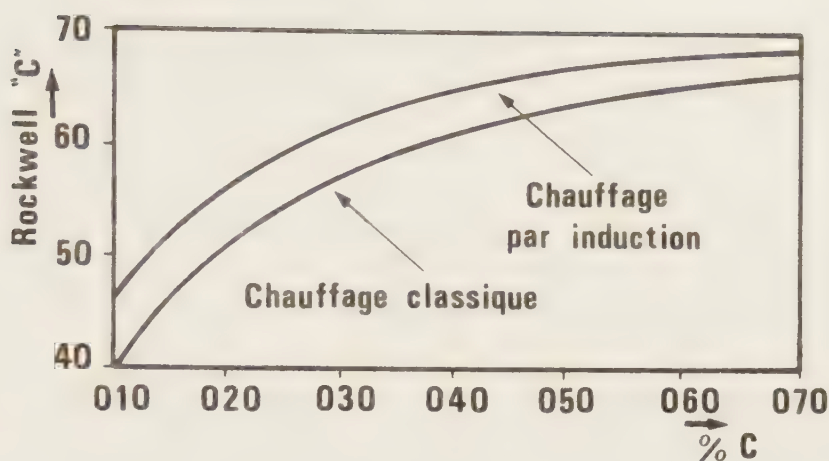


Figure II.2 : Dureté maximale de l'acier en fonction de la teneur en carbone, d'après OSBORN⁽⁸⁾.

II.3 - LES METHODES DE CARACTERISATION RAPIDE DES COUCHES TRAITEES

Lorsqu'un barreau a subi le traitement de trempe après chauffage par induction, le moyen le plus rapide pour contrôler l'efficacité du traitement consiste à faire des mesures de dureté sur la surface même de l'éprouvette cylindrique. Ces essais sont généralement complétés, pour apprécier la pénétration de trempe, par une courbe de dureté en fonction de la profondeur sur une section polie du barreau. Enfin, les observations au microscope optique viennent compléter les mesures de dureté qui sont les seules données quantitatives qui permettent de caractériser et de comparer les différentes couches obtenues, en faisant varier les nombreux paramètres du traitement.

II.3.1. - LES MESURES DE DURETE

Elles sont utilisées dans les contrôles industriels pour déterminer la profondeur conventionnelle, définie comme la distance de la surface au point où la dureté Vickers atteint une valeur conventionnelle variable avec la teneur en carbone de l'acier. A titre d'information, le *tableau II.1* donne, en fonction de la composition de l'acier, la dureté conventionnelle HV 50.

Teneur en carbone	Dureté conventionnelle HV 50
C > 0,38	500
0,32 < C < 0,38	430
0,2 < C < 0,32	360

Tableau II.1.

La détermination de la profondeur conventionnelle est déduite des filiations de dureté mesurées sur des sections polies des barreaux traités.

Ainsi, la *figure II.3* représente la courbe de dureté de l'acier XC 42 traité à partir de l'état normalisé. La dureté, très élevée en surface, décroît d'abord lentement, jusqu'à une profondeur de 2 mm, puis plus rapidement jusqu'à 4 mm, pour atteindre la valeur correspondant à la structure initiale ferrito-perlitique. La profondeur conventionnelle pour une dureté de 500 HV 30 peut être évaluée dans ce cas à 3 mm.

II.3.2. - OBSERVATION MICROSCOPIQUE ET MICRODURETE

L'examen au microscope optique de la couche traitée, correspondant au profil de dureté que nous venons de décrire, révèle des structures de trempe extrêmement fines dans lesquelles on distingue nettement des zones claires et des zones sombres (*figure II.4*). Les empreintes de microdureté caractérisent les différences de dureté entre les deux types de zones d'une même plage (*figure II.5*). Les zones claires sont toujours plus dures que les zones sombres, et la différence de dureté est d'autant plus importante que l'on se trouve à une distance plus grande de la surface du barreau.

A partir d'une profondeur de 2 mm, on décèle la présence d'îlots ferritiques localisés dans les plages sombres (*figure II.6*). Par contre, les îlots perlitiques sont observés dans les plages claires et à partir d'une profondeur de 3 mm (*figure II.7*) ; à cette distance, les plages sombres

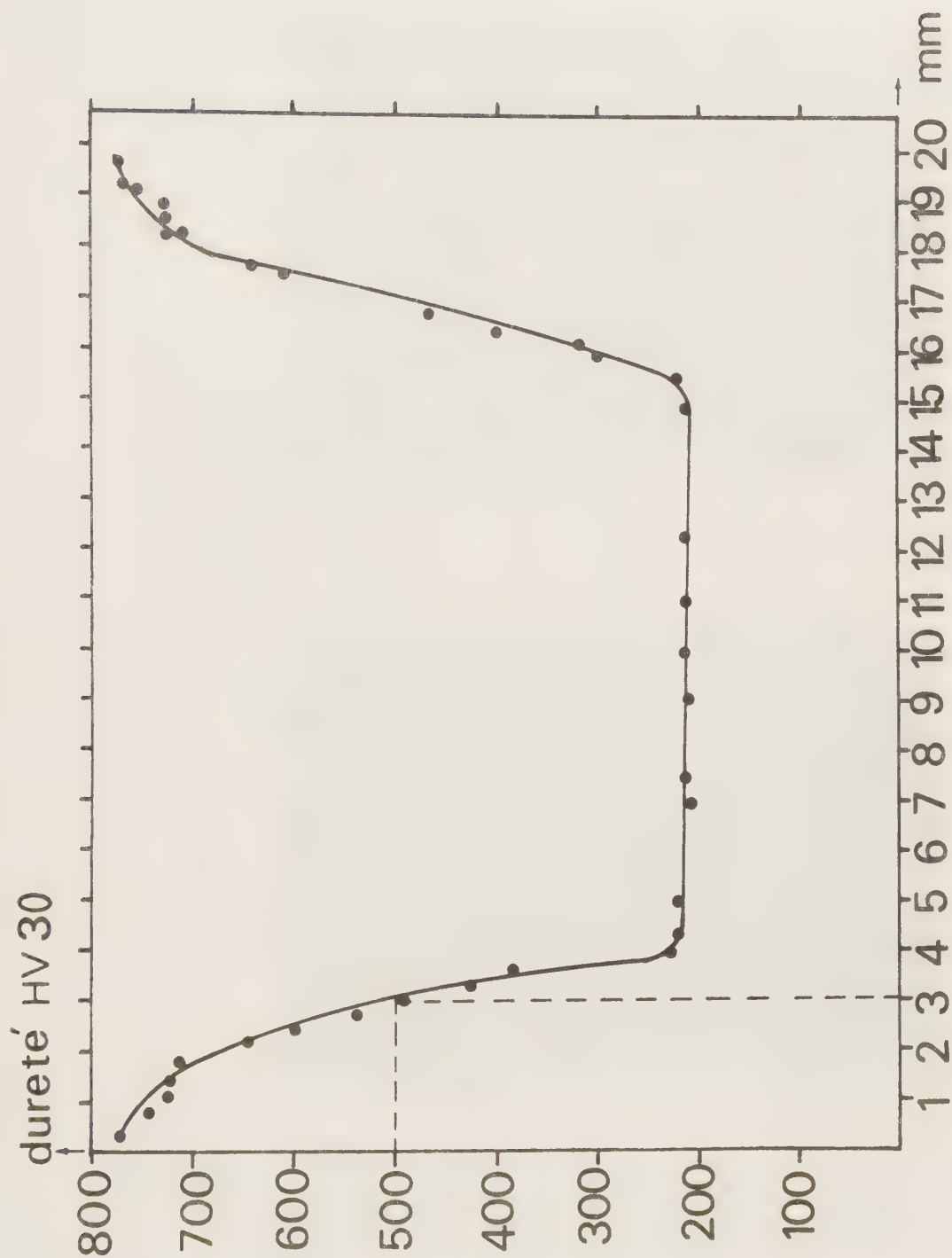


Figure II.3 : Courbe de macrodureté Vickers suivant un diamètre d'une section circulaire du barreau trempé après chauffage par induction.

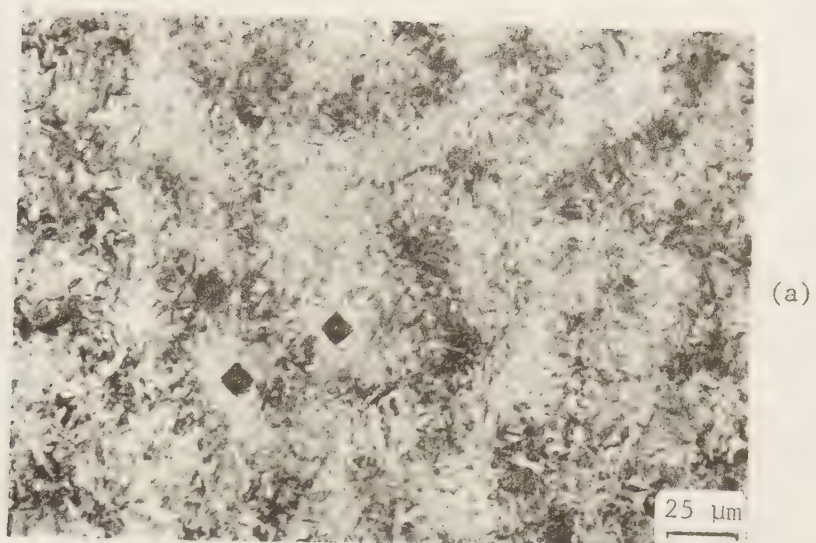


Figure II.4 : *Micrographies optiques d'une zone située à 1,4 mm de la surface du barreau. La différence de dureté entre plages claires et plages sombres est voisine de 300 Vickers.*

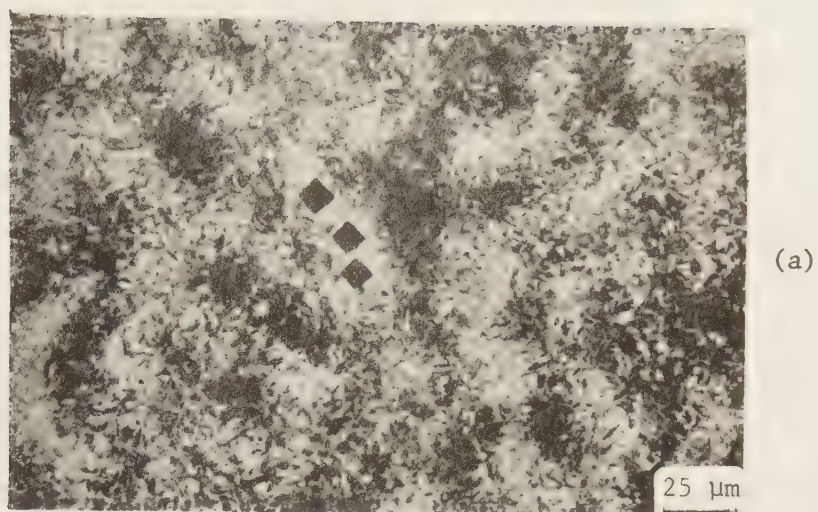
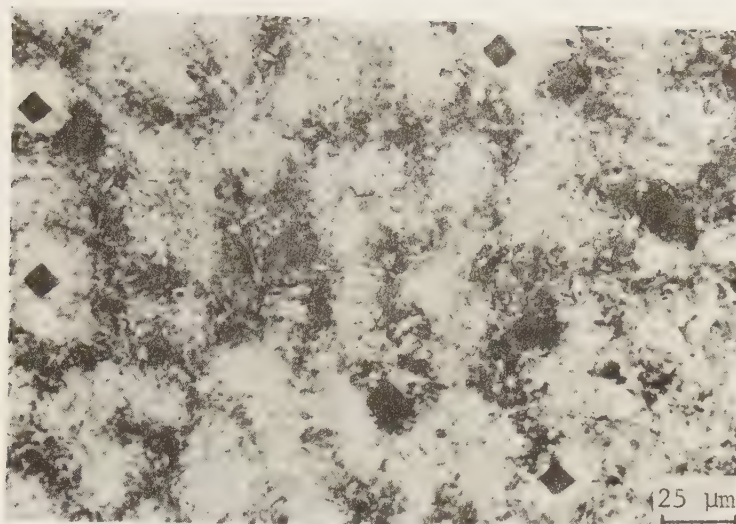


Figure II.5 : *Micrographies optiques d'une zone située à 1,9 mm de la surface du barreau. La différence de dureté entre plages claires et plages sombres est voisine de 400 Vickers.*

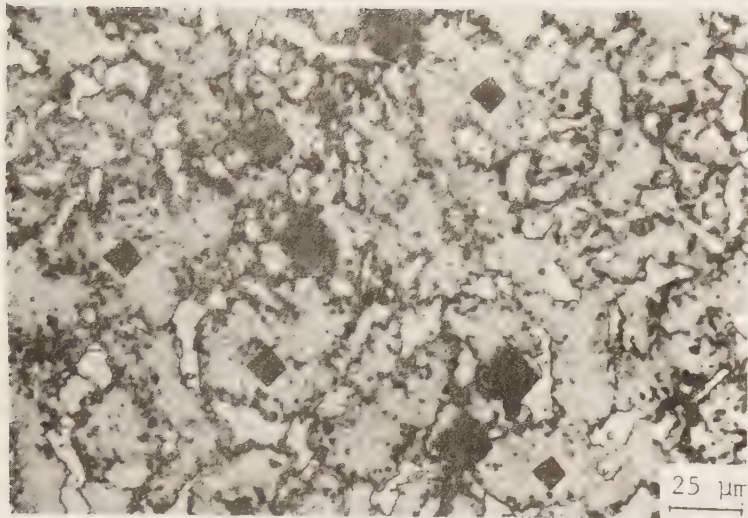


(a)

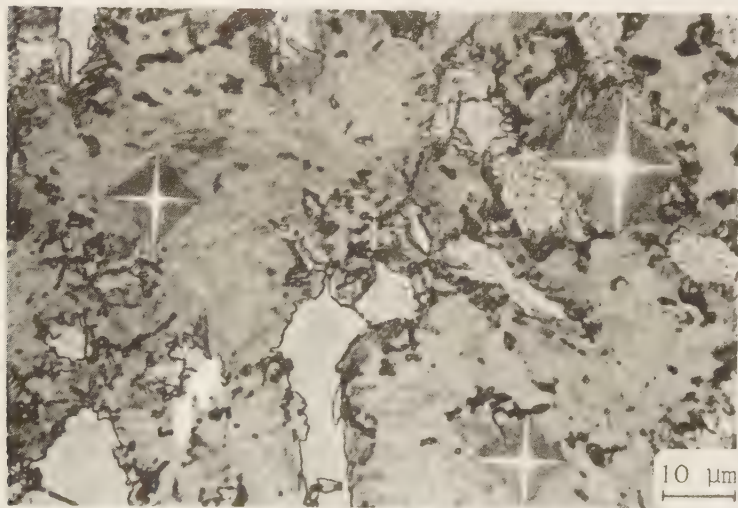


(b)

Figure II.6 : *Micrographies optiques d'une zone située à 2,2 mm de la surface du barreau.
La différence de dureté entre plages claires et plages sombres est voisine de 600 Vickers.
Apparition d'îlots de ferrite dans les plages sombres.*



(a)



(b)

Figure II.7 : *Micrographies optiques d'une zone située à 3,4 mm de la surface du barreau.
 Les plages sombres sont presque complètement remplacées par la ferrite.
 La différence de dureté entre plages martensitiques et plages ferritiques est voisine de 630 Vickers.
 Apparition d'îlots perlitiques dans les plages claires.*

sont presque complètement remplacées par la ferrite et, de ce fait, il y a inversion de contraste, la ferrite paraît plus claire que les zones martensitiques claires.

II.3.3. - MORPHOLOGIE DES COUCHES TREMPÉES

Les résultats des essais de dureté et de microdureté et les différentes observations structurales laissent penser que les zones sombres sont issues de la ferrite et les zones claires de la perlite. Ce fait est confirmé d'une part, par l'aspect micrographique à faible grossissement de l'acier XC 42 (*figure II.8*), dans lequel les grains ferritiques décorent parfaitement les zones sombres de la structure, et d'autre part, par l'absence de cette double structure claire et sombre dans l'acier XC 80 (*figure II.9*) qui n'était initialement constitué que de perlite lamellaire fine.

Enfin, les courbes de microdureté de la *figure II.10* permettent de différencier les zones claires des zones sombres. Les premières gardent, en général, une microdureté élevée, sensiblement constante, dans toute l'épaisseur du barreau trempé. Cette dureté, voisine de 1000 Vickers, correspond sans ambiguïté à de la martensite que nous appellerons martensite claire. Au contraire, les zones sombres présentent une microdureté qui décroît de façon continue depuis 900 jusqu'à 250 Vickers, valeur correspondant à la ferrite initiale. Nous appellerons de même martensite sombre la morphologie dont la dureté décroît.

II.3.4. - CONCLUSION

L'observation des structures au microscope optique, associée aussi bien aux mesures de microdureté qu'à celles de macrodureté, a permis de distinguer dans les couches trempées après chauffage par induction la présence de zones alternées martensitiques claires et sombres.

Nous avons établi que ces deux morphologies, à l'échelle du

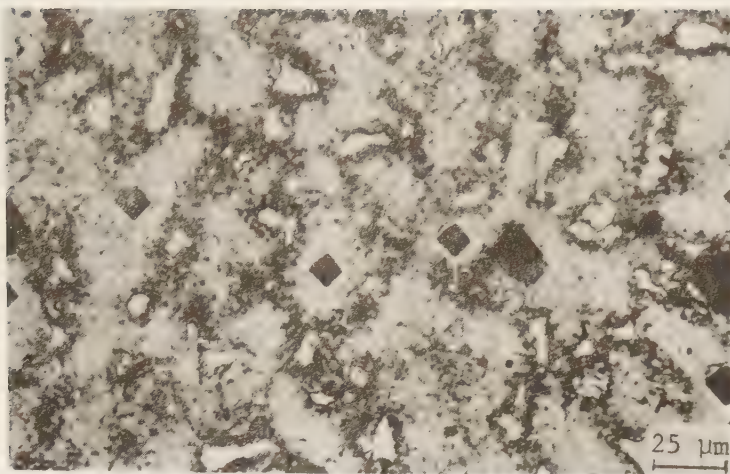


Figure II.8 : Les îlots ferritiques décorent les plages sombres de la structure de l'acier XC 42.

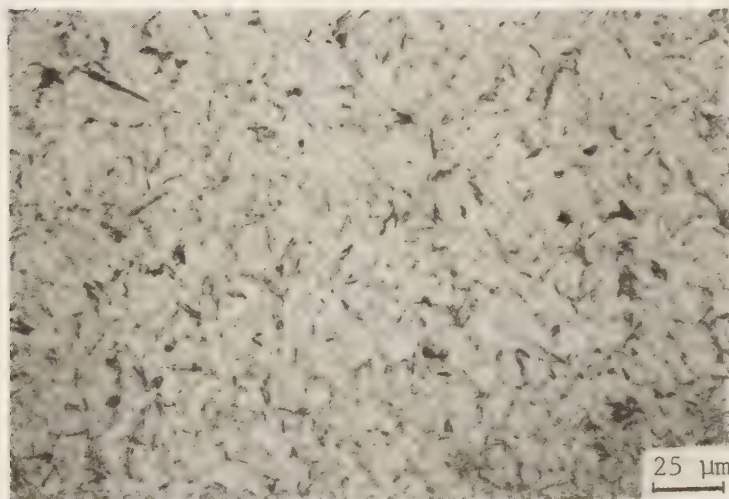


Figure II.9 : Aspect micrographique de la zone trempée de l'acier XC 42.

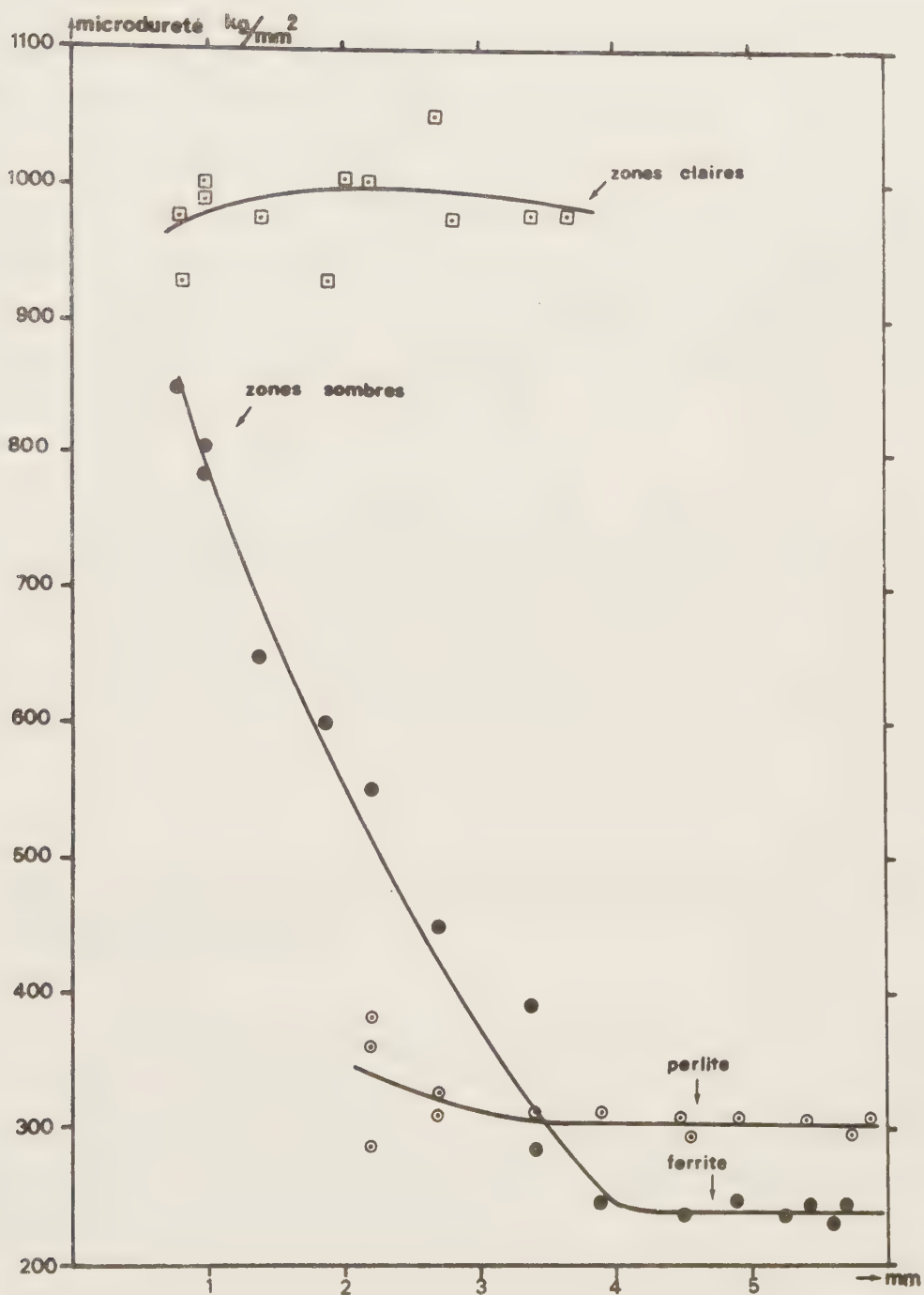


Figure II.10 : Evolution de la microdureté dans les plages claires et les plages sombres, en fonction de la distance à la surface du barreau.

microscope optique, correspondent à des variations de composition qui sont le reflet de la structure initiale de l'acier : la martensite claire provient des zones riches en carbone et la martensite sombre, des zones à bas carbone.

Il est normal de prévoir que ces différences de composition, qui se sont manifestées par suite de la formation rapide de l'austénite au cours du chauffage par induction, vont entraîner au cours de la trempe des variations de la température M_s , si bien que la martensite sombre, à bas carbone et point M_s élevé, se formera en premier lieu et sa présence influencera la formation plus tardive de la martensite claire riche en carbone, dont la température M_s est plus basse.

Les observations au microscope électronique vont permettre de caractériser, à une échelle plus fine, les morphologies martensitiques rencontrées dans les couches trempées. En particulier, nous nous attacherons à préciser le maclage que nous avons observé et à relier ses caractéristiques cristallographiques à celles, connues jusqu'alors, des structures martensitiques.

II.4 - CARACTERISTIQUES DES MORPHOLOGIES MARTENSITQUES CLASSIQUES AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE

L'observation au microscope optique et électronique du produit de la transformation martensitique a permis de caractériser différentes morphologies de martensite. Nous nous bornerons à rappeler brièvement les caractéristiques des deux morphologies les plus fréquentes : la martensite en plaquettes et la martensite en lattes.

II.4.1. - LA MARTENSITE EN PLAQUETTES -----

Cette morphologie est généralement celle des aciers hypereutectoïdes trempés. L'unité de transformation, ou plaquette, présente souvent une forme lenticulaire, la zone centrale étant plus épaisse que les extrémités.

Les plaquettes adjacentes ne sont, en général, pas parallèles. Celles qui ont été formées les premières tendent à traverser entièrement les grains d'austénite mère et à les cloisonner. Il s'ensuit une grande variété de taille dans les plaquettes, les dernières étant très petites. On observe souvent l'axe de la plaquette, appelé "*midrib*", dont la trace permet de déterminer le plan d'habitat, c'est-à-dire le plan d'accolement invariant entre l'austénite et la martensite, prévu par la théorie cristallographique. Ce plan présente, suivant la composition des alliages, plusieurs variantes comprises entre $\{259\}_{\gamma}^{(9)(10)}$ et $\{225\}^{(11)(12)}$.

Il est très fréquent de trouver entre les plaquettes un peu d'austénite résiduelle qui est en quelque sorte stabilisée par les contraintes résultant de la transformation. Les angles formés entre les différentes plaquettes résultent des effets d'accommodation aux points de rencontre de celles-ci.

La structure fine des plaquettes est constituée de macles fines et parallèles, inclinées par rapport à l'axe de la plaquette. Dans la plupart des cas, le maillage est du type $\{112\}_M$; récemment, le type $\{110\}_M$ a également été observé⁽¹³⁾. Généralement, une structure fine de dislocations se superpose aux macles dans les plaquettes de martensite.

I.4.2. - LA MARTENSITE EN LATTES

La martensite d'aciers alliés à bas carbone présente cette morphologie. Un grain d'austénite se transforme en plusieurs paquets de lattes parallèles et adjacentes. A l'intérieur d'un même paquet, deux lattes adjacentes peuvent présenter de faibles ou fortes désorientations cristallographiques ; elles peuvent parfois se trouver en relation de macles.

La latte élémentaire a une épaisseur inférieure au pouvoir de résolution du microscope optique, les tailles les plus fréquentes étant comprises entre 0,1 et 0,2 μm .

Le plan d'accolement des lattes est parallèle à leur axe longitudinal. Ce plan est voisin de l'un des plans $\{111\}$ de l'austénite⁽¹⁴⁾. On n'observe, en conséquence, que quatre systèmes d'orientation des lattes à l'intérieur d'un même grain austénitique.

La structure fine de la martensite en lattes est très riche en dislocations enchevêtrées. Par des mesures de résistivité électrique, SPEICH⁽¹⁵⁾ a situé leur densité entre 0,3 et 0,9 . 10¹² cm/cm³. Des macles fines ont quelquefois été observées dans la martensite en lattes⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾.

II.4.3. - LES PRINCIPAUX FACTEURS AFFECTANT LA MORPHOLOGIE MARTENSITIQUE

La transition entre la morphologie en lattes et la morphologie en plaquettes n'est pas brutale ; dans un même alliage, les deux morphologies peuvent être observées simultanément. Ainsi, des lattes de petites dimensions peuvent être formées dans les espaces libres situés entre des plaquettes de grandes dimensions⁽¹⁹⁾.

Il est relativement difficile de détecter les différents facteurs pouvant affecter la morphologie de la martensite, car ces facteurs ne sont pas indépendants. Les facteurs dont nous allons parler sont importants pour notre étude, mais d'autres peuvent intervenir dans des conditions différentes des nôtres.

II.4.3.1. - Composition

L'accroissement de la quantité totale de carbone tend à faire évoluer une structure en lattes contenant de nombreuses dislocations vers une structure en plaquettes micromaclées. Ainsi, au cours de la déformation plastique d'une martensite à 0,7 % de carbone, la formation de macles mécaniques a été observée⁽²⁰⁾. On peut exprimer l'influence de la composition par l'intermédiaire de la température de début de transformation martensitique M_s .

La martensite en plaquettes se forme aux basses températures M_s et la martensite en lattes, aux températures M_s élevées. Cet effet de la température M_s est en relation avec les macles de déformation de la phase mère et de la phase produit. La martensite en lattes, riche en dislocations, se forme à haute température et la martensite en plaquettes maclées se forme à des températures plus basses auxquelles le maclage devient un mode de déformation plus facile que le glissement. Le facteur température M_s est étroitement relié au facteur composition, c'est ainsi que la relation empirique de K.W. ANDREWS⁽²¹⁾ permet d'évaluer M_s à partir de la composition d'un alliage :

$$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423 \cdot \% C - 30,4 \cdot \% Mn - 17,7 \cdot \% Ni \\ - 12,1 \cdot \% Cr - 7,5 \cdot \% Mo$$

II.4.3.2. - La résistance mécanique de l'austénite

L'état de durcissement de l'austénite se traduit également par une influence sur le mode de déformation de la phase en cours de transformation. Des résultats récents⁽²²⁾, obtenus sur des alliages ayant une température M_s identique, suggèrent que la résistance à la déformation de l'austénite est un facteur très important qui détermine le fait que la martensite sera maclée ou non. Là encore, il y a interférence avec le facteur composition ; l'accroissement de la teneur en carbone peut accroître la contrainte critique de cisaillement jusqu'à des valeurs supérieures à celle du maclage qui se développe alors préférentiellement.

II.4.3.3. - La vitesse de refroidissement

La vitesse avec laquelle on refroidit l'austénite affecte la température M_s ⁽²³⁾. Un refroidissement très rapide maintient tous les atomes en solution, ce qui se traduit par un durcissement de solution solide que favorise l'apparition d'une structure maclée.

II.4.3.4. - La pression

Dans les alliages de fer, dont la structure martensitique est normalement une structure en lattes à la pression atmosphérique, un accroissement de la pression hydrostatique conduit à une structure maclée. Enfin, il existe peut-être un effet semblable à celui que l'on observe dans les structures déformées à très grande vitesse (impact ou explosion). IL est connu, en effet, que les métaux C.F.C. sont dans ce cas déformés par maclage. Le caractère "explosif" de la transformation martensitique dans un alliage déjà partiellement transformé, donc sous contrainte, peut conduire à une telle structure.

II.5 - ETUDE MORPHOLOGIQUE PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE DES COUCHES

TREMPEES

Les premières observations au microscope électronique ont été effectuées d'une façon systématique sur des échantillons prélevés, comme nous l'avons expliqué (chapitre I), à différents niveaux dans l'anneau trempé de l'acier XC 42.

II.5.1. - LES OBSERVATIONS A DIFFERENTES PROFONDEURS

Les structures produites par le refroidissement de la zone affectée par la chaleur sont exclusivement des structures martensitiques.

A la surface du barreau, les lattes martensitiques sont morcelées par le maclage en lamelles dont l'épaisseur est parfois inférieure à 100 Å (*figure II.11*). Les lattes sont généralement parallèles et peu désorientées dans un même paquet et les macles sont généralement parallèles par rapport à l'axe longitudinal des lattes. On peut observer cependant des lattes non maclées, fortement désorientées par rapport à leurs voisines.

Les *micrographies a et b* (*figure II.12*) correspondent à des champs sombres de Bragg sur des réflexions des deux individus maclés. Le diagramme de diffraction de cette plage (*fig. II.12.c*) permet d'identifier le système de maclage classique $\{112\}_{\alpha}$, $\langle 111 \rangle_{\alpha}$, de la martensite.



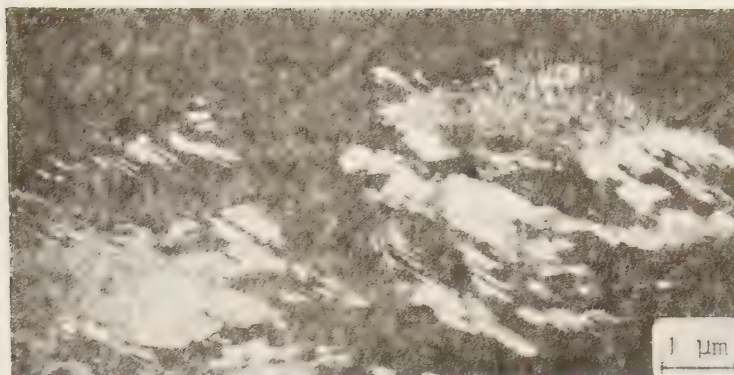
(a)



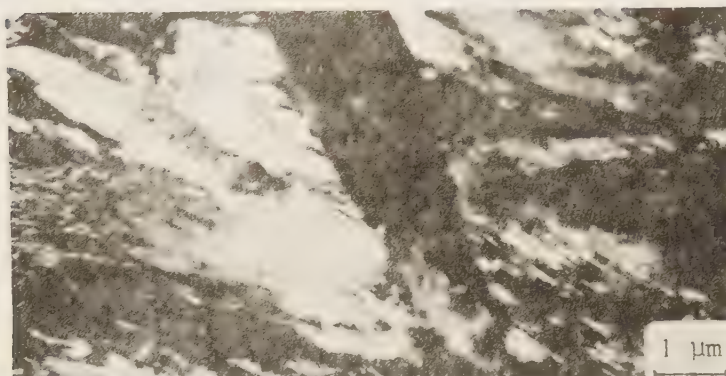
(b)

Figure II.11 : Micrographies électroniques d'une zone située à la surface du barreau, montrant un maillage extrêmement fin.

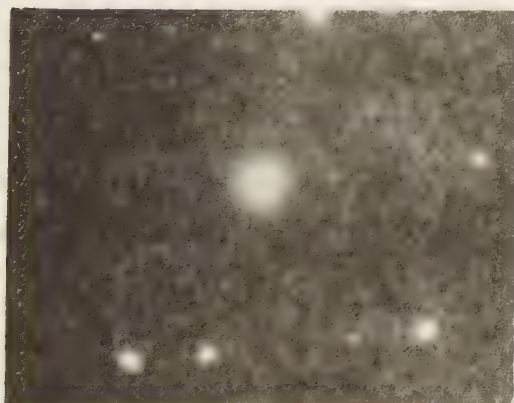
- a) Champ clair,
- b) Champ sombre.



(a)



(b)



(c)

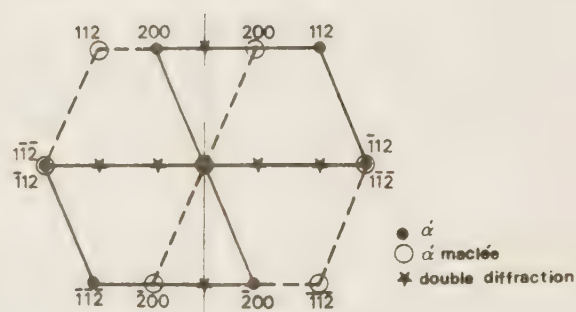


Figure II.12 : *Micrographies et microdiffraction électroniques d'une zone située à la surface du barreau. La grosse latte parasite n'a pas la même orientation cristallographique que les lattes fines et parallèles.*

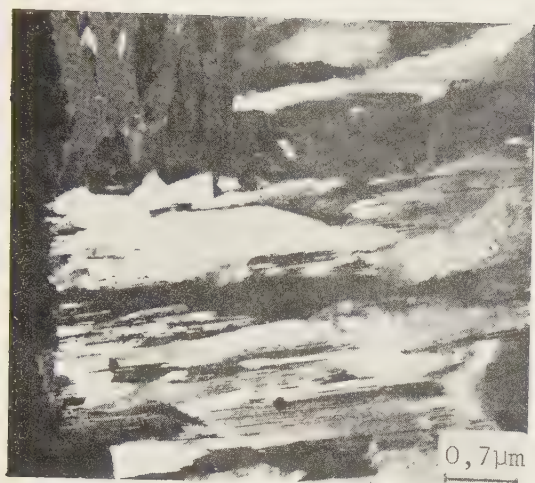
- a) et b) *Champs sombres correspondant aux deux individus maclés,*
- c) *Cliché de microdiffraction associé,*
Système de maillage $\{112\} \langle 111 \rangle$.

La morphologie martensitique à une profondeur de 0,5 mm reste identique à celle que nous venons de décrire. La *figure II.13.a.b.c.* rassemble les deux champs sombres et le diagramme de diffraction d'une plage caractéristique de cette zone. Les lattes sont finement maclées dans le sens longitudinal. Le système de maclage est toujours $\{112\}_{\alpha'}$, $\langle 111 \rangle_{\alpha'}$. Des lattes plus massives (*figure II.14*), alternent parfois avec des paquets de fines lattes parallèles. La *figure II.15* nous montre un ancien grain austénitique, probablement issu de la perlite, dans lequel la transformation martensitique a, sans doute, commencé par la formation des grosses lattes désorientées.

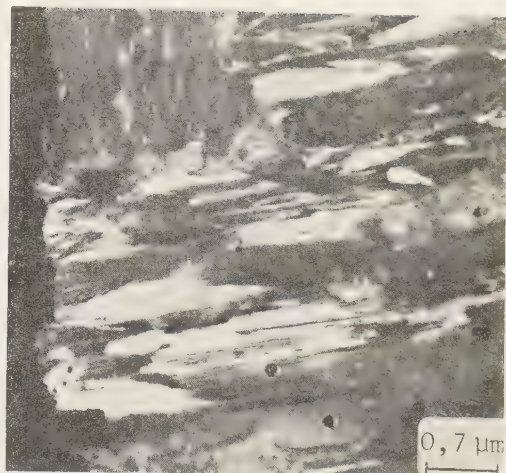
L'examen des lames minces, issues d'une profondeur située à 1 mm de la surface du barreau, correspond à une légère évolution morphologique. La martensite en lattes maclées longitudinalement est le plus souvent présente. Cependant, on observe plus fréquemment des lattes épaisses et adjacentes maclées obliquement, dont l'aspect individuel est voisin des plaquettes (*figure II.16.a.b*). Le système de maclage reste le même dans ce dernier cas (*figure II.16.c*). Des structures plus complexes apparaissent, dans lesquelles les lattes, fortement désorientées (*figure II.17*), présentent, dans la manière dont elles cloisonnent les anciens grains austénitiques, une caractéristique de plaquettes. Enfin, on décèle les premiers îlots ferritiques qui sont les vestiges non transformés des zones ferritiques de la structure initiale (*figure II.18*).

Les lattes épaisses et maclées, que l'on peut assimiler à des plaquettes, sont plus nombreuses à une profondeur de 1,5 mm de la surface du barreau (*figure II.19*). Les champs sombres de Bragg éclairent successivement deux plaquettes maclées obliquement. Cependant, on observe encore sur la même plage ou dans son voisinage (*figure II.19.c*) des lattes maclées longitudinalement. Cette tendance à une fréquence accrue des plaquettes épaisses maclées obliquement s'accroît encore à une profondeur de 2 mm, en même temps que les îlots ferritiques deviennent plus fréquents.

Enfin, nos dernières observations sur l'acier XC 42 correspondent à une lame mince située à 2,5 mm du bord de la zone trempée. Les lattes,



(a)



(b)



(c)

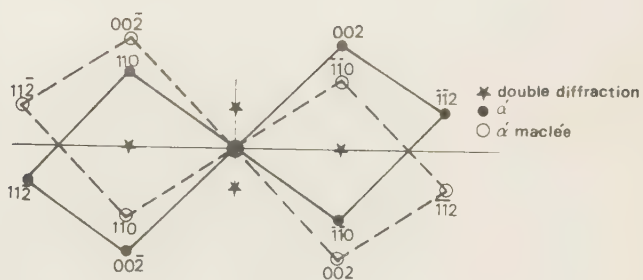


Figure II.13 : *Micrographies et microdiffraction électronique d'une zone située à 0,5 mm de la surface du barreau. Martensite maclée.*

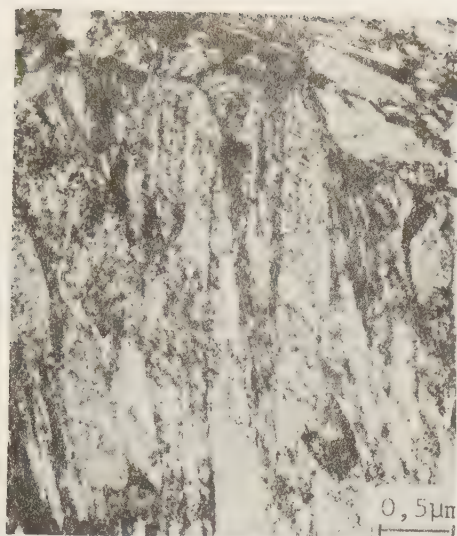
- a) et b) *Champs sombres correspondant aux deux individus maclés,*
- c) *Cliché de microdiffraction associé,*
Système de maillage {112} <111>.



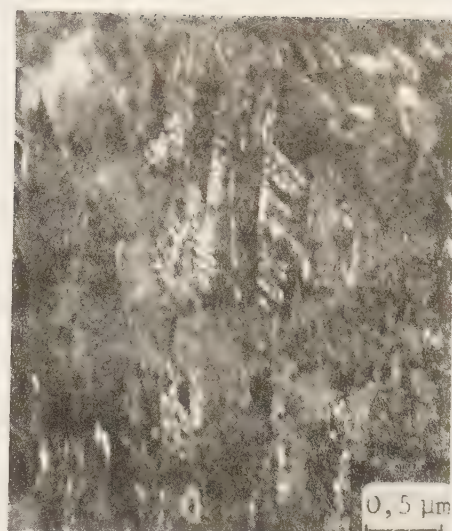
Figure II.14 : Structure trempée prélevée à 0,5 mm de la surface du barreau d'acier XC 42. Alternance de lattes massives et de fines lattes parallèles.



Figure II.15 : Structure trempée prélevée à 0,5 mm de la surface du barreau d'acier XC 42. Un grain austénitique, issu de la perlite, s'est transformé en martensite dont la morphologie est du type plaquette.



(a)



(b)



(c)

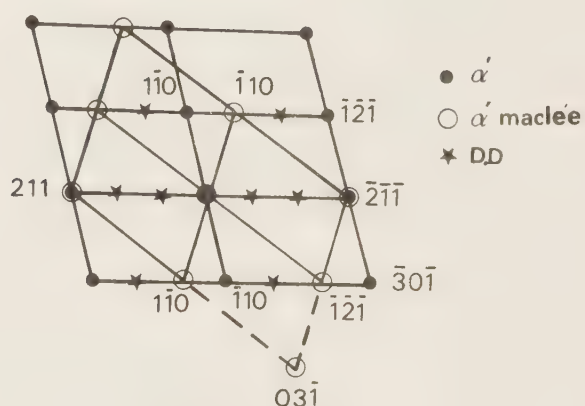


Figure II.16 : Structure trempée prélevée à 1 mm de la surface du barreau d'acier XC 42.
Lattes épaisses macées obliquement comme des plaquettes.

- a) Champ clair,
- b) Champ sombre
- c) Cliché de microdiffraction associé,
Système de maillage $\{112\} \langle 111 \rangle$.

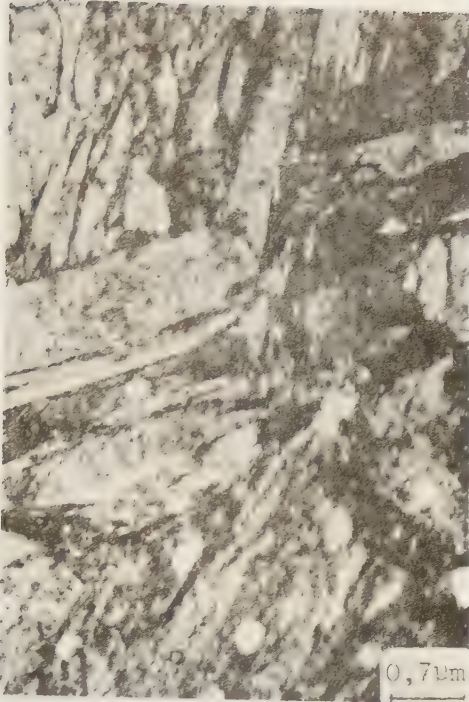


Figure II.17

Structure trempée prélevée à 1 mm de la surface du barreau d'acier XC 42.

Lattes épaisses très désorientées dont l'arrangement rappelle le cloisonnement par les plaquettes martensitiques du grain austénitique.

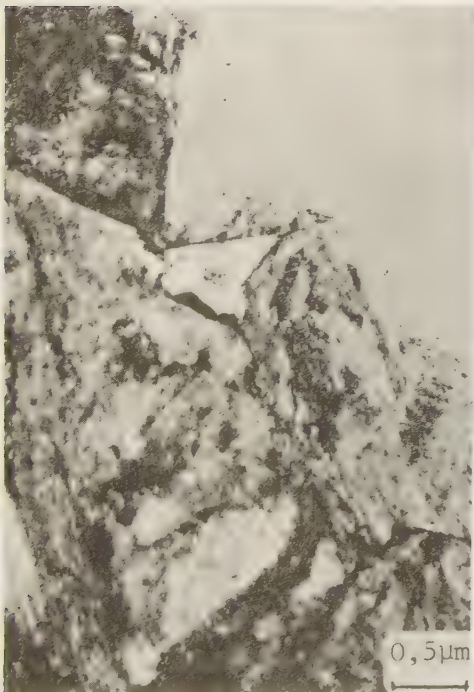
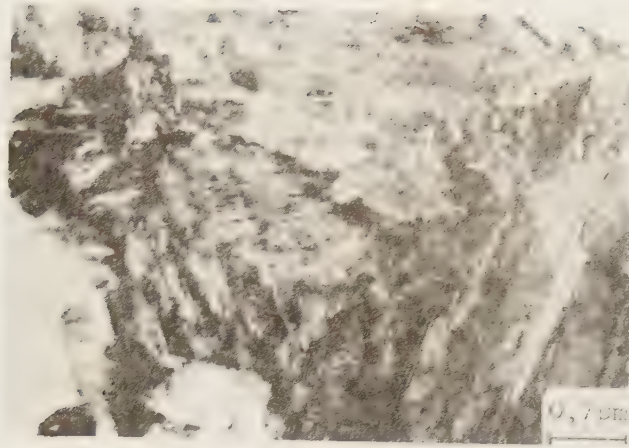


Figure II.18

Structure trempée prélevée à 1 mm de la surface du barreau d'acier XC 42.

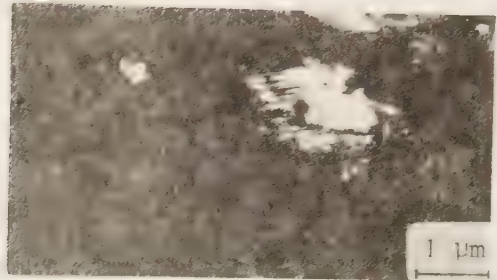
Apparition des premiers îlots ferritiques issus de la structure initiale.



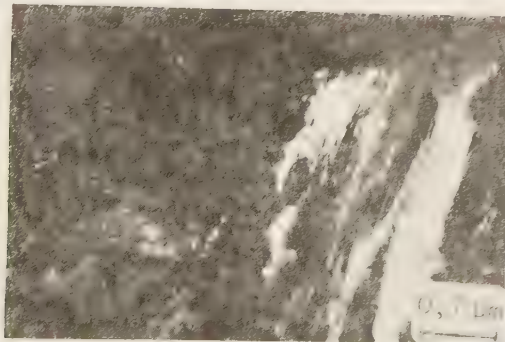
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure II.19 : Structure trempée réalisée à 1200°C sur la surface du barreau d'acier A2.
Présence d'une couche de martensite formée indépendamment et de la surface du barreau d'acier A2.

- a) Champ clair,
- b) et c) Champs sombres sur la surface du barreau d'acier A2,
- d) Champ sombre sur la surface du barreau d'acier A2.

maclées longitudinales sont toujours prépondérantes, bien que les plaquettes maclées obliquement soient plus nombreuses. On peut observer les premiers vestiges de cémentite provenant de la perlite qui ne s'est pas complètement transformée en austénite au cours du chauffage par induction (*figure II.20. a.b.c*).

II.5.2. - CONCLUSIONS

Ce n'est qu'après de très nombreuses observations sur l'acier XC 42 que nous sommes en mesure de schématiser les caractéristiques morphologiques de la martensite des couches trempées après chauffage par induction.

La martensite en lattes est la plus fréquente. Elle se différencie de sa morphologie habituelle par le fait qu'elle est très souvent finement maclée longitudinalement.

Les plaquettes sont maclées obliquement, mais ce qui les distingue des morphologies en plaquettes classiques, c'est la façon dont elles sont disposées les unes par rapport aux autres. Généralement, les plaquettes cloisonnent les grains austénitiques si bien qu'il est plutôt rare de rencontrer des plaquettes adjacentes parallèles. Au contraire, dans nos observations, nous avons très souvent rencontré des plaquettes adjacentes parallèles.

On peut dire, pour schématiser encore davantage, que les lattes présentent des caractères de plaquettes par le fait qu'elles sont souvent maclées obliquement et que les plaquettes présentent des caractères de lattes par le fait qu'elles sont souvent disposées parallèlement les unes aux autres. Cette constatation suggère que les transformations martensitiques s'effectuent essentiellement dans la zone de transition morphologique lattes/plaquettes. Dans tous les cas, le maillage est du type $\{112\}_{\alpha}$, $\langle 111 \rangle_{\alpha}$.

Nous tirerons de nos observations les conclusions suivantes :

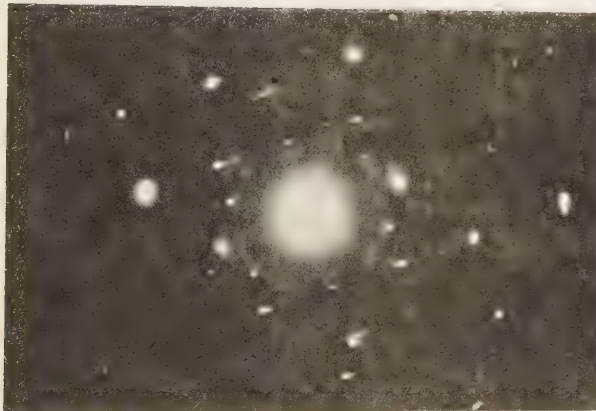
- Les morphologies pour lesquelles il n'y a pas d'ambiguïté sont, d'une part, celles correspondant à des lattes non maclées, d'autre part, celles correspondant à des lattes maclées longitudinalement pour lesquelles



(a)



(b)



(c)

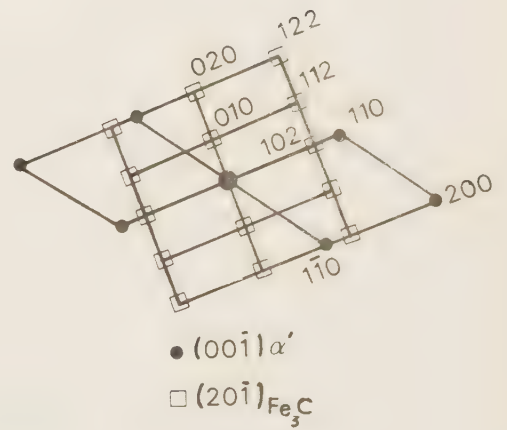


Figure II.20 : Structure trempée prélevée à 2,5 mm de la surface du barreau d'acier XC 42.

Présence de cémentite issue de la perlite initiale.

- a) champ clair,
- b) champ sombre sur la cémentite,
- c) cliché de microdiffraction associé,
coupe $(20\bar{1})_{\text{Fe}_3\text{C}}$
coupe $(00\bar{1})_{\alpha'}$

nous verrons plus loin que le maillage résulte d'une déformation postérieure à la transformation martensitique.

- La morphologie pour laquelle une incertitude demeure est celle des lattes ou plaquettes présentant un maillage oblique. Nous verrons que l'analyse cristallographique permettra de lever l'indétermination en faveur des plaquettes. Pour l'acier XC 42, nous avons essayé de caractériser la couche trempée en fonction de la profondeur de prélèvement de la lame mince. Nos très nombreuses observations semblent montrer que la fréquence de formation des lattes diminue lorsqu'on pénètre dans le barreau, mais reste toujours prépondérante, alors que la fréquence de formation des plaquettes augmente avec la profondeur (*figure II.21*).

Enfin, signalons que nous n'avons jamais observé ni de bainite ni d'austénite résiduelle. Les seules phases observées, autres que martensitiques, sont la cémentite et la ferrite.

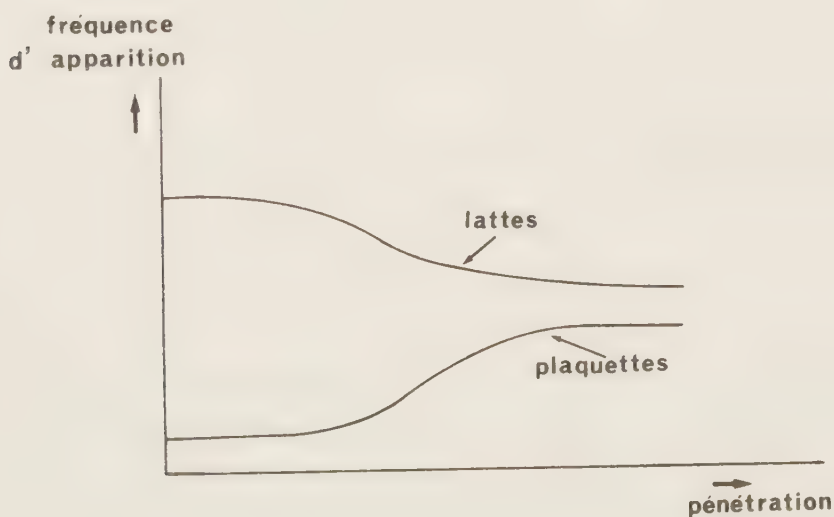


Figure II.21 : Fréquence d'observation des morphologies en plaquettes et en lattes, en fonction de la profondeur dans la couche trempée.

II.6 - CRISTALLOGRAPHIE DES MARTENSITES OBSERVEES

II.6.1. - INTRODUCTION

La transformation martensitique des aciers s'effectue sans diffusion, les déplacements de tous les atomes restant inférieurs à une distance interatomique.

Le passage de la structure cristallographique de la phase mère à celle de la phase produit se fait par un mécanisme du type cisaillement qui entraîne des relations cristallographiques entre les réseaux des deux phases. L'austénite mère et la martensite qui en est issue satisfont à des relations d'orientation qui dépendent de la nature de l'alliage et de la température de transformation. Les plus connues sont :

- Les relations d'orientation de KURDJUMOV-SACHS⁽²⁴⁾

$$(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha},$$

$$[\bar{1}01]_{\gamma} // [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha},$$

$$[1\bar{2}1]_{\gamma} // [2\bar{1}1]_{\alpha},$$

- Les relations d'orientation de NISHIYAMA-WASSERMAN^{(25) (26)}

$$(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha},$$

$$[\bar{1}\bar{1}2]_{\gamma} // [0\bar{1}1]_{\alpha},$$

Ces deux types de relations d'orientation diffèrent par une rotation de $5^{\circ}17'$ autour de $[011]_{\alpha}$. Les relations de GRENINGER-TROIANO⁽²⁷⁾, déterminées avec une grande précision, se situent à mi-chemin entre celles de KURDJUMOV-SACHS (K.S) et celles de NISHIYAMA-WASSERMAN (W.N).

Les deux phases sont séparées par une interface appelée "plan d'habitat" ou "plan d'accolement". C'est le plan de la phase austénitique qui est parallèle à l'interface, si elle est plane, ou au "midrib" des plaquettes de martensite. Dans la majorité des cas, ce n'est pas un plan cristallographique rationnel.

On distingue schématiquement, en fonction du pourcentage pondéral de carbone contenu dans l'acier, les plans du type $\{111\}_{\gamma}$ observés dans les martensites en lattes dont la composition varie entre 0 et 0,5 % de carbone⁽¹⁴⁾ (28). Les plans du type $\{225\}_{\gamma}$ se rencontrent dans les alliages contenant de 0,5 à 1,4 % de carbone⁽²⁷⁾ (12). Pour les concentrations plus importantes, les plans d'habitat évoluent vers $\{2,5,9\}_{\gamma}$ ou $\{3,10,15\}_{\gamma}$ ⁽²⁷⁾.

Nos observations ont mis en évidence l'importance des macles dans les structures trempées de nos échantillons. L'observation et la caractérisation par microscopie électronique de ces défauts permettent, lors de l'étude analytique de la transformation, de préciser s'ils sont consécutifs à une déformation ultérieure de la martensite.

II.6.2. - ETUDE CRISTALLOGRAPHIQUE DE LA MARTENSITE DANS L'ALLIAGE XC 42

Suivant le degré d'homogénéisation en phase austénitique, nous sommes en présence de deux morphologies martensitiques. Une martensite en lattes provenant de la transformation de zones austénitiques pauvres en carbone (inférieures à 0,5 % C), et une martensite en plaquettes dans les zones les plus riches.

II.6.2.1. - Martensite en plaquettes

L'absence d'austénite non transformée nous a empêché d'étudier les relations d'orientation entre l'austénite mère et la martensite. Comme la plupart des auteurs⁽²⁹⁾ (30), lorsque M_s est élevé, nous faisons l'hypothèse que ces deux phases satisfont aux relations de KURDJUMOV-SACHS⁽²⁴⁾.

Nous avons déterminé la nature du plan d'accolement de chaque plaquette de martensite par l'étude de sa trace sur différents plans de coupe. Le tableau II.2 est un exemple de cette étude.

La figure II.22 représente l'étude par projection stéréographique des traces du plan d'accolement sur les différents plans de coupe $(111)_{\alpha}$, $(133)_{\alpha}$, et $(011)_{\alpha}$.

Axe de tilt	Inclinaison	Plans de coupe	Angle entre les plans de coupe	
$[0\bar{1}1]_{\alpha'}$	6°	$(111)_{\alpha'}$	exp.	calculé
	27°	$(133)_{\alpha'}$	} 21°	} 22°
	37°	$(011)_{\alpha'}$	} 10°	} 13°

Tableau II.2

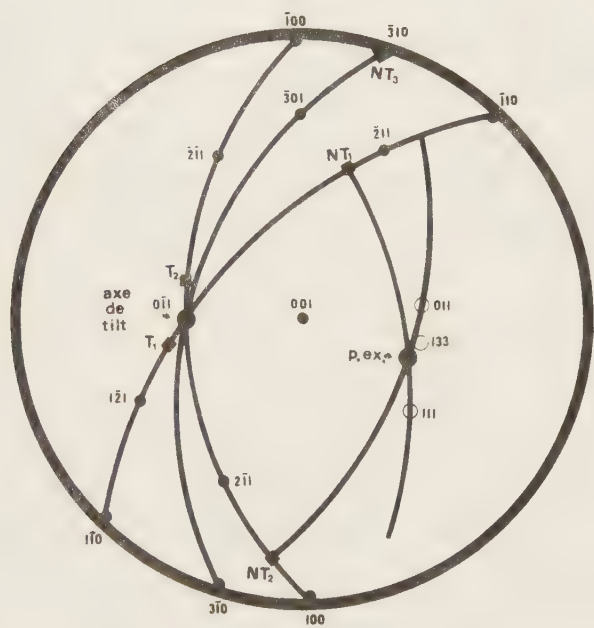


Figure II.22 : Détermination expérimentale par projection stéréographique du plan d'accolement d'une plaquette martensitique de l'acier XC 42.
T₁ , T₂ , T₃ représentent les intersections du plan d'accolement avec différents plans de coupe.
NT₁ , NT₂ , NT₃ sont les normales à ces traces.
Le plan d'accolement est proche de (522)_γ.

Les différents plans contenant la normale NT_i (i = 1, 2, 3) à une trace, et l'axe correspondant, se coupent suivant une droite dont les cosinus directeurs sont (0,340 , 0,639 , 0,691)_{α'}. Le pôle rationnel le

plus proche est $(122)_{\alpha}$, et il se situe à $1^{\circ}12'$ du pôle expérimental. En acceptant, comme nous l'avons souligné précédemment, les relations d'orientation de K.S, ce plan se trouve à $7^{\circ} \pm 2^{\circ}$ du plan $(522)_{\gamma}$. Nous pouvons donc admettre que la martensite en plaquettes a un plan d'accrolement du type $\{225\}_{\gamma}$.

Ces résultats sont en bon accord avec les différentes études cristallographiques de la martensite, dont la composition en C est supérieure à 0,5 %⁽³⁰⁾⁽³¹⁾.

L'étude de la structure interne a montré que les plaquettes sont presque totalement maclées suivant le système $(112)_{\alpha}$, $[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$. L'étude analytique de la transformation, faite en utilisant ce cisaillement de maclage comme second cisaillement à réseau invariant et le maclage $(011)_{\alpha}$, $[01\bar{1}]_{\alpha}$, comme premier cisaillement à réseau invariant, permet d'expliquer dans leur totalité les différents résultats expérimentaux⁽³²⁾. Cela confirme, en particulier, que le maclage $(112)_{\alpha}$, $[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$, que nous avons observé est un maclage de transformation.

II.6.2.2. - Martensite en lattes

Pour les mêmes raisons que celles invoquées dans l'étude de la martensite en plaquettes, nous n'avons pas eu la possibilité de définir expérimentalement les relations d'orientation entre l'austénite mère et la martensite en lattes à bas carbone. Les nombreuses études⁽³³⁾⁽³⁴⁾ concernant ce problème nous permettent de penser que les deux phases satisfont aux relations d'orientation de K.S.

Le plan d'accrolement des lattes a été déterminé par analyse stéréographique de ses traces sur différents plans de coupe (*tableau II.3*) (*figure II.23*).

Les cosinus directeurs du plan d'accrolement ainsi déterminés sont : $(0,771, -0,223, 0,597)_{\alpha}$. $(4\bar{1}3)_{\alpha}$, est le pôle rationnel le plus proche du pôle expérimental, il s'en écarte de $1^{\circ}24'$. En considérant les relations d'orientation de K.S, le pôle $(4\bar{1}3)_{\alpha}$, se trouve à 3° du pôle $(1\bar{1}1)_{\gamma}$. Si l'on admet que ce sont les relations d'orientation de W.N qui relient les deux

Tous les travaux concernant l'étude de la martensite en lattes à bas carbone soulignent que la microstructure est essentiellement constituée d'un réseau très dense de dislocations. Très rarement, de fines macles obliques par rapport à la direction d'allongement des lattes ont été mises en évidence. Cela s'explique dans le cas d'une trempe classique en considérant que les lattes maclées sont, sans doute, les dernières formées à une température située en-dessous de la température critique de transition maclage-glisserment. De toute façon, le fait qu'elles soient les dernières formées, et en nombre limité, explique qu'elles n'ont que peu d'influence sur la morphologie globale.

Nous avons montré que les lattes, formées lors de la trempe après chauffage par induction de l'acier XC 42, sont presque toujours maclées parallèlement à la direction de leur allongement. L'étude par microscopie électronique a montré que le maclage est du type classique $\{112\}_{\alpha}$, $\langle 111 \rangle_{\alpha}$. En tenant compte de ce résultat dans l'étude analytique de la transformation, on s'aperçoit que le cisaillement de maclage ne permet pas de prévoir à la fois les relations d'orientation et le plan d'accolement $\{111\}_{\gamma}$.

Ce plan d'accolement est prévu en utilisant dans l'analyse matricielle un cisaillement à réseau invariant $(011)_{\alpha}$, $[01\bar{1}]_{\alpha}$, ou deux glissements de même amplitude sur un plan $(011)_{\alpha}$, dans les directions $[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$, et $[1\bar{1}1]_{\alpha}$, qui lui sont équivalents. La martensite ne doit donc pas contenir de traces évidentes de maclage, par contre, elle doit présenter un réseau de dislocations.

Ces considérations cristallographiques nous amènent donc à penser que le maclage observé $\{112\}_{\alpha}$, $\langle 111 \rangle_{\alpha}$, n'est pas un élément de la transformation mais lui est consécutif, c'est-à-dire qu'il résulte d'une déformation plastique.

II.7 - INTERPRETATION ET DISCUSSION DES PARTICULARITES OBSERVEES DANS LES STRUCTURES MARTENSITIQUES

L'analyse des essais de dureté et de microdureté, conjuguée aux observations faites au microscope optique, nous a permis de distinguer, à

cette échelle, deux types de martensite : la martensite claire riche en carbone, provenant des régions perlitiques de l'échantillon, et la martensite sombre à bas carbone, issue des zones ferritiques de l'échantillon.

L'examen des structures à une échelle aussi fine que la microscopie électronique ne permet pas une distinction aussi nette des morphologies martensitiques en présence. La complexité structurale à laquelle nous avons été confrontés résulte des interactions des différents facteurs mis en jeu dans ce traitement superficiel. Nous allons essayer d'en dégager les aspects les plus importants.

La trempe après chauffage par induction peut se caractériser par la rapidité, aussi bien du chauffage que du refroidissement du barreau, et, également, par la très brève durée du temps de maintien à la température d'austénitisation.

Au cours du chauffage, la température atteinte par la surface du barreau est toujours supérieure à AC_3 et elle décroît au fur et à mesure que l'on pénètre dans le barreau. La courbe supérieure de la *figure II.24*⁽³⁵⁾ donne une idée du profil des températures maximales atteintes dans le barreau, la zone externe de 0,1 mm correspondant au chauffage de peau par induction proprement dit.

En surface, la perlite se transforme en austénite avant la ferrite ($AC_1 < AC_3$). En pénétrant à l'intérieur du barreau, la température maximale décroît et, à partir d'une certaine profondeur, elle ne permet plus la transformation complète de la ferrite en austénite, alors que la perlite est encore entièrement transformée. A une profondeur encore plus importante, la température maximale a encore décru et la transformation complète de la perlite n'est également plus possible. Nous avons effectivement observé, en microscopie électronique aussi bien qu'optique, que les îlots de ferrite se trouvent plus près de la surface que les îlots de perlite.

La courbe b de la *figure II.24* représente le temps nécessaire pour atteindre la température maximale en fonction de la distance à la surface du barreau. Ce temps est limité supérieurement par la durée du trajet amenant un

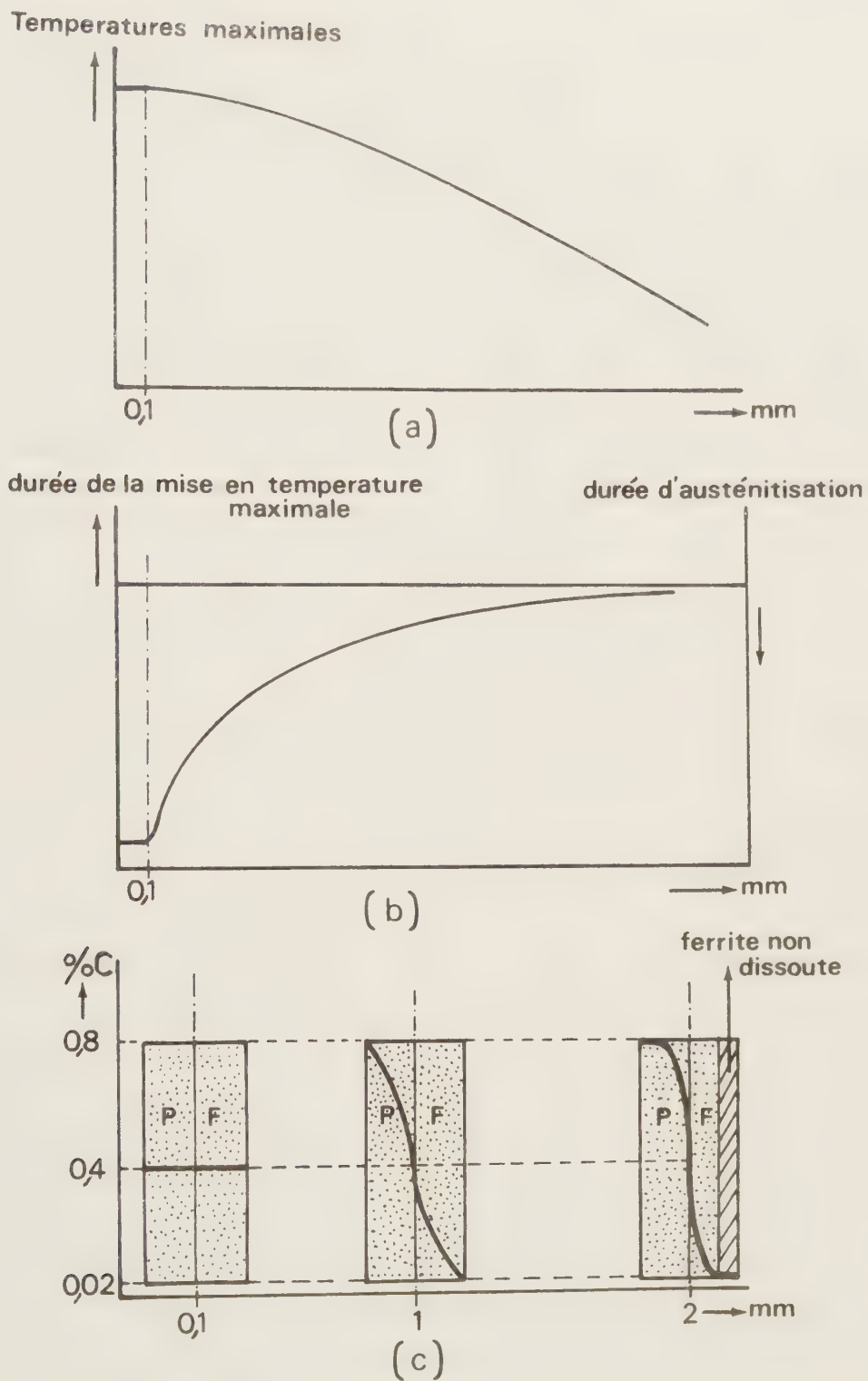


Figure II.24 : Interprétation schématique de l'austénitisation.

point de l'échantillon de l'inducteur à la douche. On peut considérer que la mise en température de la peau est pratiquement instantanée, alors que les couches plus profondes, qui s'échauffent par conduction, nécessitent des temps de plus en plus longs pour atteindre leur température maximale. En inversant le sens de l'ordonnée, la courbe b représente en même temps la durée de maintien à la température d'austénitisation en fonction de la distance à la surface du barreau. En effet, étant donné que nous n'avons observé dans la couche trempée que de la martensite, on peut admettre que le refroidissement est aussi quasi-instantané dans toute la couche affectée par le traitement. S'il n'en était pas ainsi, nos observations auraient probablement permis de caractériser des structures bainitiques. Il semble d'ailleurs évident que la vitesse de refroidissement liée à ce traitement soit plus grande que celle d'une trempe classique, car les calories sont extraites d'une part par le douchage de l'éprouvette et d'autre part, par le coeur du barreau qui n'a pas été chauffé.

Les zones austénitiques pauvres en carbone ont une température M_s élevée et elles se transforment les premières en martensite. La faible teneur en carbone de ces zones explique la morphologie en lattes de la martensite. Tant que la variation de la teneur en carbone, sur une distance correspondant à la longueur moyenne des lattes, reste faible, c'est-à-dire inférieure à environ 0,1 %, les lattes se forment parallèlement les unes aux autres à l'intérieur d'un même paquet, car elles admettent le même plan d'habitat voisin de $\{111\}_\gamma$. Si, au contraire, la variation de la teneur en carbone sur la même distance est nettement supérieure à 0,1 %, les écarts d'orientation au plan d'habitat deviennent plus importants et on doit s'attendre à des plages constituées de lattes fortement désorientées. Il y aura donc une zone critique dans laquelle des plages de lattes désorientées auront une forte probabilité de présence. Nous avons effectivement constaté que ces plages étaient observables à des profondeurs comprises entre 1 et 2 mm, c'est-à-dire dans la zone où apparaissent les îlots ferritiques (*figure II.17, II.18*)⁽³⁵⁾.

La présence de lattes très épaisses au voisinage des plus fines (*figure II.14*) peut s'expliquer par le niveau de déformation de l'austénite,

ainsi que l'ont suggéré KRAUSS et MARDER⁽²²⁾. Les premières lattes formées dans l'austénite non déformée par la transformation sont beaucoup plus épaisses que celles qui se forment ensuite.

La transformation martensitique des zones austénitiques riches en carbone conduit, dans la trempe classique, à la formation de plaquettes maclées. Nous avons déjà dit que les éléments maclés obliquement présentent une morphologie de plaquettes, mais ce qui nous surprend dans cette morphologie, c'est la façon dont elles sont accolées parallèlement les unes aux autres. Un argument supplémentaire en faveur des plaquettes est donné par la détermination d'un plan d'accolement proche de $\{225\}_\gamma$. Ce type de plan est caractéristique de la morphologie en plaquettes. Rappelons ici que nous avons observé des plaquettes traversant entièrement un grain austénitique dans l'acier XC 42 (*figure II.15*). La forme convexe de cet ancien grain austénitique nous permet de supposer qu'il provient de la transformation d'un grain perlitique. En effet, la perlite se transforme la première en austénite et, comme on peut également l'observer sur les micrographies optiques (*figures II.4, II.5, II.6*), les plages claires riches en carbone présentent des formes convexes, alors que les plages sombres, issues de la transformation plus tardive de la ferrite en austénite, occupent les espaces intergranulaires libres qui ont des contours présentant presque toujours des pointes très aiguës. En conclusion, la martensite claire riche en carbone présente une morphologie de plaquettes, alors que la martensite sombre à bas carbone conduit à une morphologie de lattes.

Enfin, il nous reste à aborder le problème de la structure fine des deux morphologies martensitiques. Rappelons que les facteurs principaux susceptibles de modifier la morphologie martensitique des couches trempées sont la composition, la résistance mécanique de l'austénite et de la martensite, la vitesse de refroidissement, la pression et la durée de l'austénitisation.

D'une façon générale, nous avons montré que, quelle que soit la profondeur que l'on examine dans la couche affectée par la chaleur, la morphologie de lattes prédomine dans les structures martensitiques (*fig. II.21*). A notre avis, la raison fondamentale doit être recherchée dans un "effet de

pression hydrostatique" qui, ainsi que nous le verrons, peut avoir deux origines. Un accroissement de la pression hydrostatique favorise la structure en lattes maclées que nous avons observée. Cette structure de lattes maclées, observée dans les plages à faible teneur en carbone, peut s'expliquer en partie par l'existence des contraintes engendrées par le gradient de température.

D'autre part, la prédominance d'une structure de lattes, même dans les zones riches en carbone, peut être due aux contraintes liées à la formation de la martensite pauvre en carbone qui apparaît localement la première au cours du refroidissement. Il peut ainsi résulter de ce phénomène un maclage, soit pendant, soit après la transformation martensitique. Nous avons vu dans l'étude cristallographique que pour la martensite en lattes, à plan d'accolement proche de $\{111\}_\gamma$, le cisaillement à réseau invariant se traduit par un réseau de dislocations. Le maclage longitudinal est incompatible avec la transformation et il ne s'explique que par une déformation postérieure qui résulte des pressions exercées à la suite de la transformation martensitique des zones contiguës plus riches en carbone. Les observations dont nous parlerons à propos des aciers XC 18 et XC 80 confirmeront ce point de vue.

On conçoit donc qu'une modification, apparemment mineure, dans les paramètres de traitements, puisse se traduire par une variation importante des morphologies martensitiques et, par là-même, des caractéristiques mécaniques telle que la résistance à la fatigue. Cet aspect du problème fait l'objet de notre prochain chapitre.

CHAPITRE III

ÉTUDE DES PARAMÈTRES DU TRAITEMENT

-o0o-

III.1 - INTRODUCTION

L'étude expérimentale détaillée des structures développées par la trempe après chauffage par induction dans des barreaux d'acier XC 42 a permis de discerner et de caractériser les morphologies martensitiques, aussi bien à l'échelle du microscope optique qu'à celle du microscope électronique. Dans cette étude expérimentale, la nuance XC 42 ainsi que les caractéristiques du traitement ont été choisies parce qu'elles correspondent à l'application la plus fréquente.

Cependant, pour mieux comprendre les phénomènes intervenant aux différents stades du traitement, il importe de connaître l'influence des différents paramètres qui modulent le traitement de trempe après chauffage par induction.

Nous distinguerons essentiellement deux groupes de paramètres : ceux qui sont propres au matériau à traiter et ceux qui sont spécifiques du processus du traitement. Nous aborderons successivement, dans ce chapitre, l'influence de la composition de l'acier, de l'état structural dans lequel il se trouve, puis, à l'aide d'une étude expérimentale réalisée sur des barreaux de fonte, l'influence des paramètres physiques du traitement sera

analysée.

Enfin, une analyse radiocristallographique complètera nos informations et sera confrontée aux diverses interprétations que nous avons proposées.

III.2 - INFLUENCE DE LA COMPOSITION DES ACIERS SUR LA STRUCTURE DES COUCHES TRAITEES

Nous limitons notre étude à l'examen de quatre nuances d'aciers normalisés : XC 18, XC 42, XC 55 et XC 80. Les structures correspondantes seront toutes examinées par microscopie optique et mesures de dureté. Seules, les martensites des nuances XC 18 et XC 80, la première parce que la perlite initiale est peu abondante et la seconde parce que la ferrite proeutectoïde est absente, seront étudiées au microscope électronique et comparées aux martensites de l'acier XC 42.

III.2.1. - ASPECT MICROGRAPHIQUE EN RELATION AVEC LA DURETE

La *figure III.1* rassemble les courbes de macrodureté Vickers, sous charge de 30 kg, le long d'un diamètre d'une section polie des barreaux XC 18, XC 42, XC 55 et XC 80 (*figure III.2*). Toutes les courbes présentent sensiblement la même allure. L'importance de la teneur en carbone se traduit par une dureté superficielle d'autant plus élevée que la teneur en carbone est plus forte. La courbe de macrodureté de l'acier XC 55 est située en-dessous de celle de l'acier XC 42. Cette anomalie, conséquence de la forte grosseur du grain de l'acier XC 55 (*fig. III.2.b*), est encore présente dans la zone centrale du barreau non affectée par la trempe superficielle.

L'observation au microscope optique des différents aciers traités révèle des structures de trempe extrêmement fines. Rappelons que les plages sombres correspondent aux zones martensitiques pauvres en carbone provenant des grains ferritiques, et les plages claires, aux zones martensitiques riches

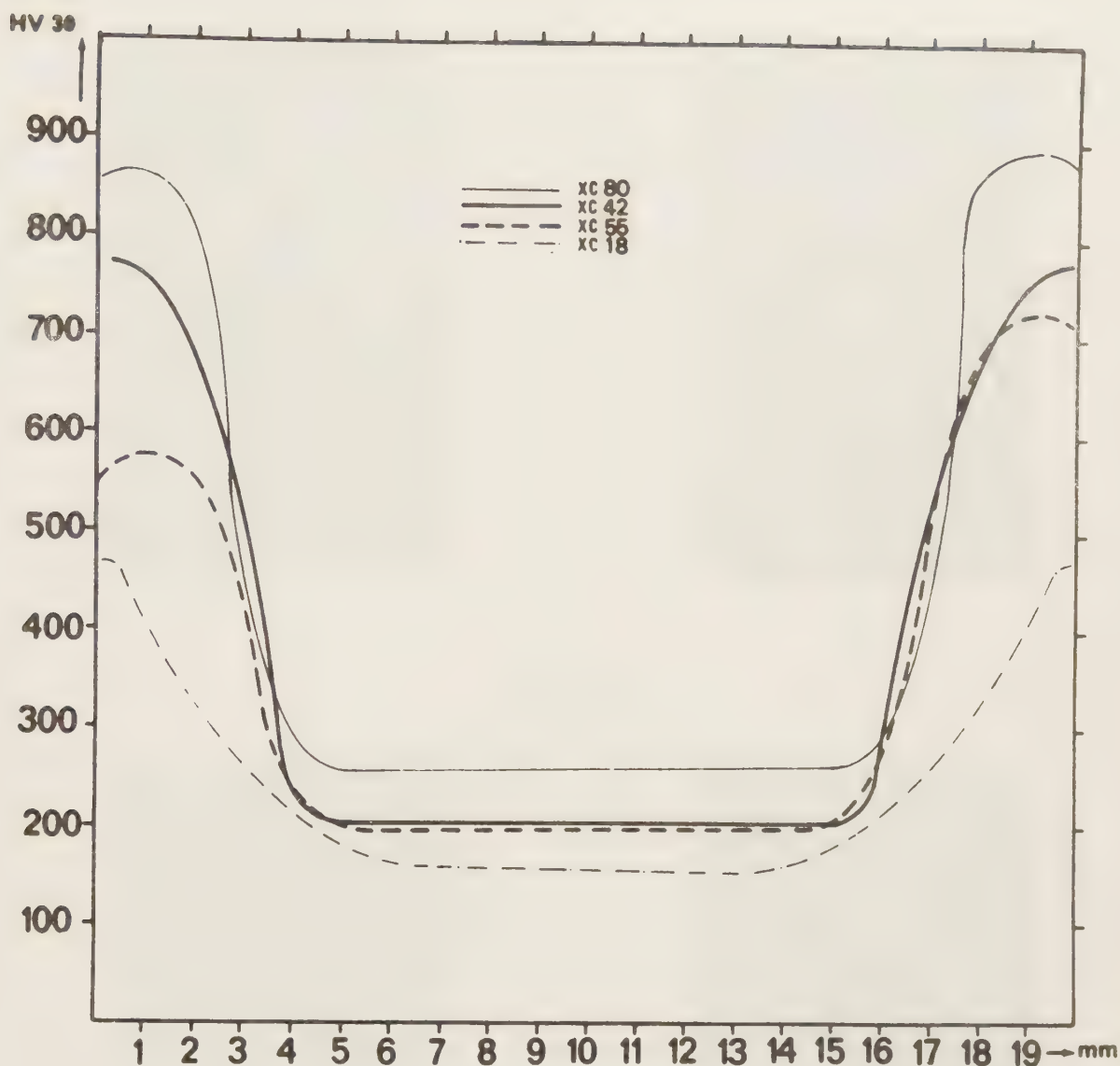
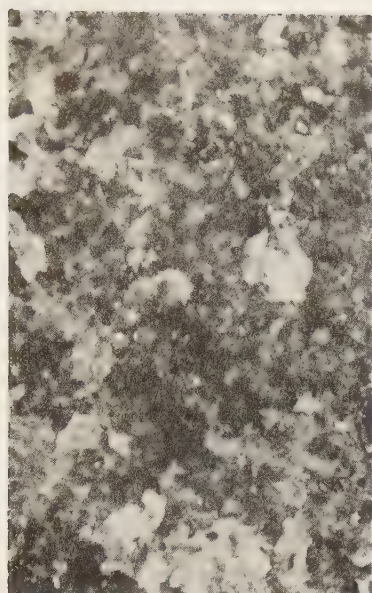
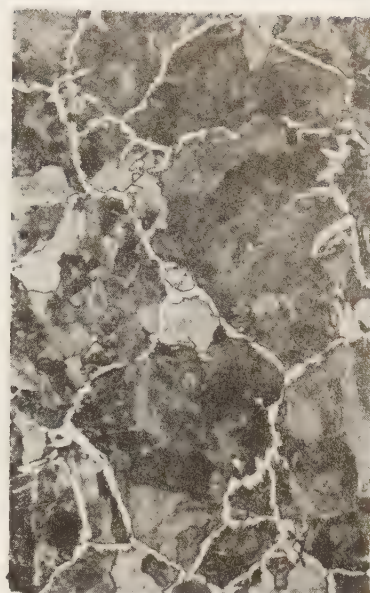


Figure III.1 : Courbes de macrodureté Vickers suivant un diamètre d'une section plane circulaire du barreau trempé après chauffage par induction.

en carbone provenant des grains perlitiques. Les figures III.3 à III.6 montrent l'aspect que présentent les différents aciers dans la zone affectée par la trempe. L'acier XC 55, à gros grains, montre parfaitement (figure III.6) la forme des anciens grains ferritiques qui ont donné naissance aux plages sombres de dureté plus faible que les plages claires issues des grains perlitiques.



(a)
XC 80

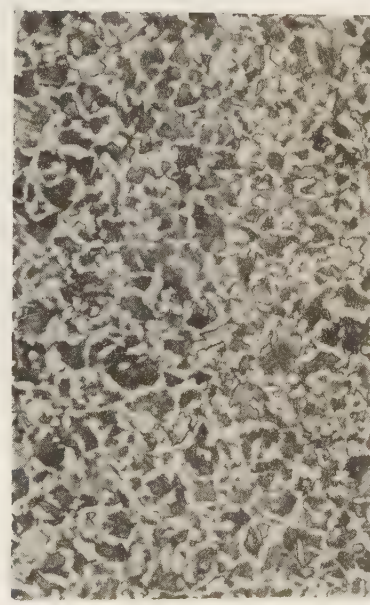


(b)
XC 55

100 μm



(c)
XC 18



(d)
XC 42

Figure III.2 : Structures normalisées des aciers.

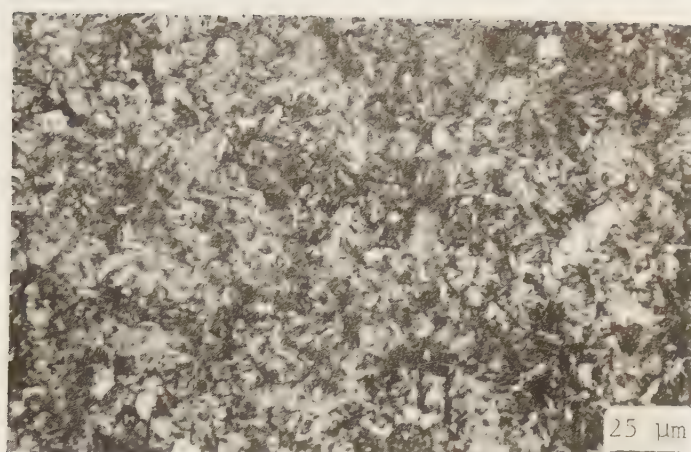


Figure III.3 : *Micrographies optiques de la zone trempée de l'acier XC 18. La martensite claire est plus dure que la martensite sombre.*

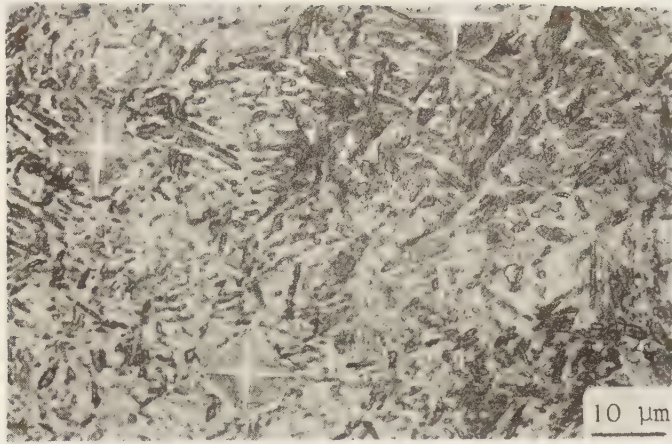


Figure III.4 : *Micrographie optique de la zone trempée de l'acier XC 42.
La différence de dureté entre plages claires et plages sombres est voisine de 300 Vickers.*

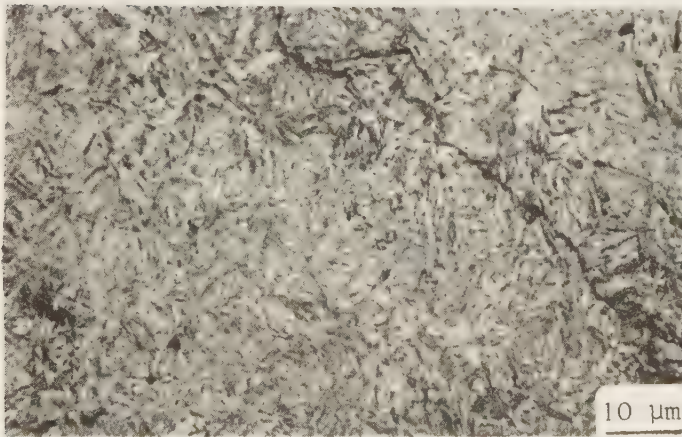


Figure III.5 : *Micrographie optique de la zone trempée de l'acier XC 80.
Présence de tapures de trempe dans la martensite homogène.*

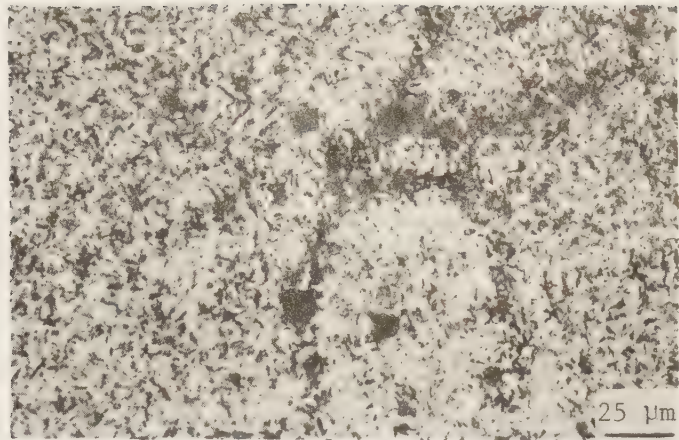


Figure III.6 : *Micrographies optiques de la zone trempée de l'acier XC 55.
Les plages sombres décorent les joints de grains de la structure initiale normalisée.*

Cette observation confirme celle déjà faite sur l'acier XC 42 (*fig. III.4*). L'acier XC 80 se différencie des autres par le fait même de sa structure entièrement perlitique (*fig. III.5*). Nous n'observons plus qu'un seul type de martensite. C'est de plus le seul acier dans lequel nous avons observé des tapures de trempe dans la couche traitée.

Les mesures de microdureté sont rassemblées pour les différentes nuances d'acier sur la *figure III.7*. La microdureté de la martensite claire est sensiblement constante pour toutes les nuances, à l'exception de l'acier XC 18. Pour cette composition, nous observons une croissance de la microdureté au fur et à mesure que l'on pénètre dans le barreau. Ce résultat est le reflet de la très faible superficie des plages martensitiques claires lorsqu'on se trouve près de la surface du barreau ; on mesure donc, en fait, dans ces zones la dureté d'un mélange des deux types de martensites, claire et sombre, cette dernière étant plus abondante par suite de la diffusion plus efficace du carbone au bord du barreau.

D'une façon générale, la martensite sombre issue de la ferrite s'observe à des profondeurs d'autant plus grandes que la teneur en carbone est plus élevée. En effet, pour un traitement donné, dans lequel la puissance dissipée est constante, le profil des températures dans le barreau est sensiblement constant ; il s'ensuit que la transformation austénitique au chauffage sera d'autant plus difficile que la ferrite est abondante, c'est-à-dire que la teneur en carbone est faible et, dans ces conditions, la couche d'austénite homogène conduisant au refroidissement à de la martensite claire exclusivement sera d'autant plus mince que l'acier est peu chargé en carbone. En d'autres termes, dans le traitement des échantillons normalisés, les facteurs importants qui commandent la présence de la martensite sombre sont : la teneur en carbone et le temps de maintien dans le domaine austénitique.

Nous avons étudié expérimentalement les structures obtenues par trempe après chauffage par induction de barreaux en fonte à graphite sphéroïdal. Il s'agit donc d'alliages fer-carbone dont la teneur en carbone est beaucoup plus importante que celle des aciers que nous venons d'examiner. Cependant, la

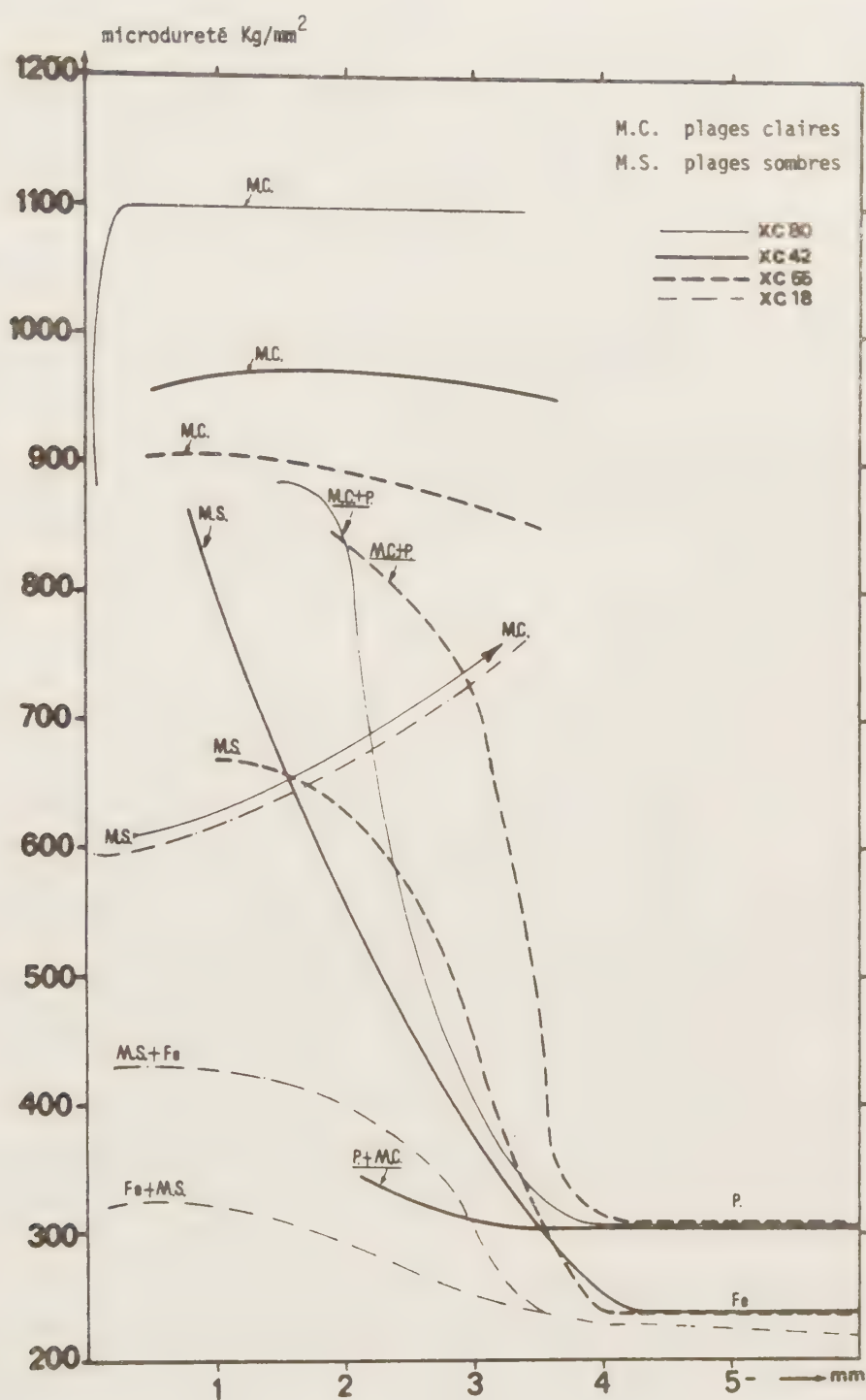


Figure III.7 : Evolution de la microdureté dans les plages claires et les plages sombres, en fonction de la distance à la surface du barreau, pour les différentes nuances d'acier.

structure de cette fonte est constituée de sphéroïdes de graphite dans une matrice ferrito-perlitique, si bien qu'en fait, nous sommes en présence d'une "structure d'acier" contenant des nodules graphitiques. C'est pourquoi, nous préférons considérer ces éprouvettes de fonte comme des exemples d'états structuraux.

III.2.2. - LES STRUCTURES FINES MARTENSITIQUES

Les observations au microscope électronique de lames minces issues de la zone traitée des aciers XC 80 et XC 18 permettent d'identifier des morphologies martensitiques voisines de celles de l'acier XC 42.

III.2.2.1. - Les morphologies martensitiques

a) Acier XC 80

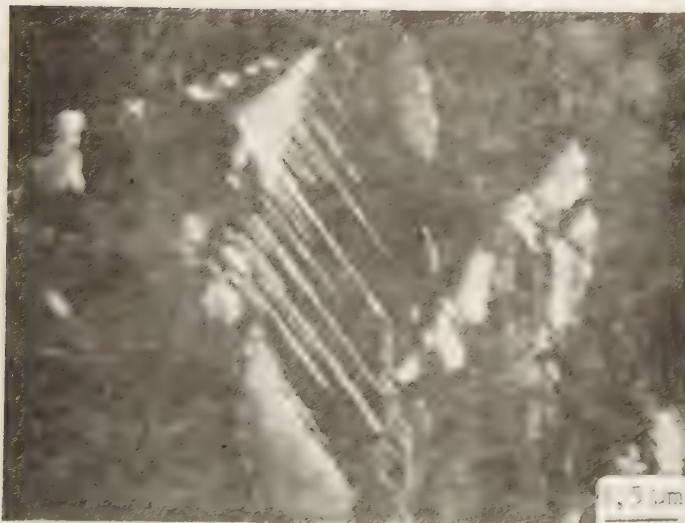
Jusqu'à une profondeur de 2 mm, la morphologie martensitique en plaquettes maclées obliquement est prédominante (*figure III.8.a.b*), bien que l'on observe encore des lattes finement maclées longitudinalement (*figure III.9*). Dans les deux morphologies, le système de maclage est toujours du type $\{112\}_{\alpha}$, $\langle 111 \rangle_{\alpha}$. Dans une même plaquette, on peut parfois observer deux maclages différents, l'un fin et l'autre plus grossier (*figure III.10*).

A partir d'une profondeur de 2,5 mm, on commence à observer la présence de lamelles de cémentite non dissoute (*figure III.11*) accolées aux plaquettes martensitiques maclées.

Puis, de petites plages perlitiques apparaissent (*figure III.12*). Nous présentons (*fig. III.12.c*) le dépouillement d'un cliché particulièrement simple de perlite, sur lequel on peut lire directement les relations d'orientation classiques entre ferrite et cémentite^{(36)à(39)} :



(a)



(b)

Figure III.8 : Structure trempée prélevée à 0,5 mm de la surface du barreau d'acier 20 Mn.

Plaquelettes « menaoudines » martites solidement.

- a) Champ clair
- b) Champ sombre



(a)



(b)

Figure III.9 : *Structure trempée prélevée à 1,5 mm de la surface du barreau d'acier XC 80.
Lattes martensitiques maclées longitudinalement.*

- a) *Cliché de microdiffraction
système de maclage $\{112\}$ $\langle 111 \rangle$*
- b) *Champ sombre*



(a)



(b)



(c)

Figure III.10 : Structure trempée prélevée à 1,5 mm de la surface du barreau d'acier XC 20.

Présence simultanée, dans une même plaquette martensitique, de raclage mécanique et de raclage de transformation.

a) et b) Charps sombres correspondant aux individus maclés,

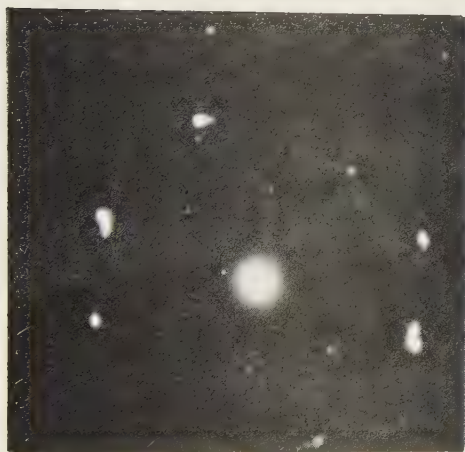
c) Cliché de microdiffraction.



(a)



(b)



(c)

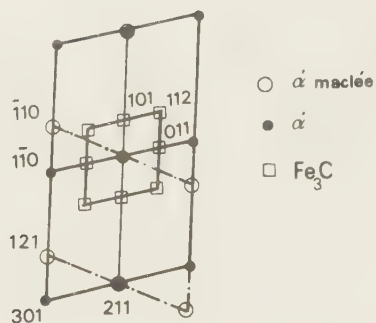
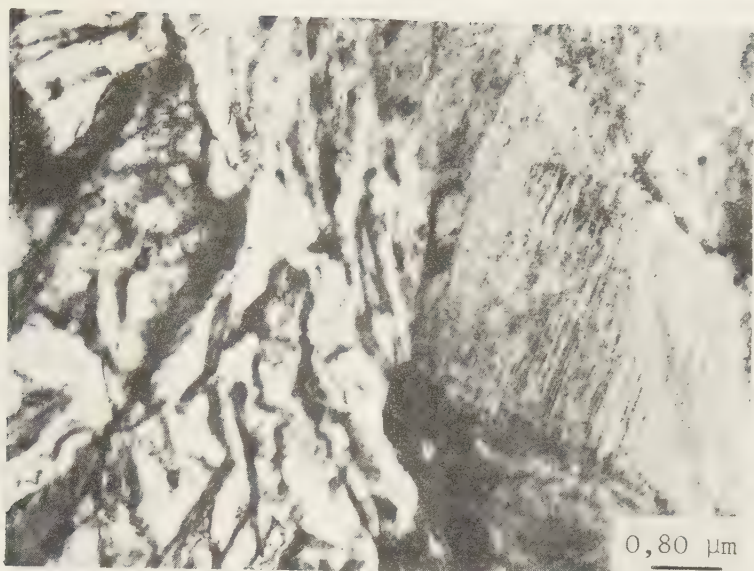


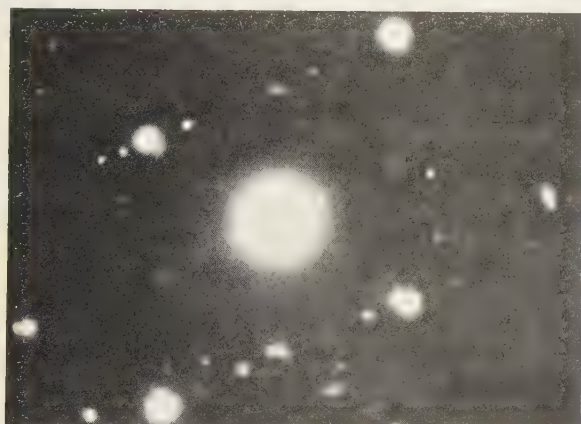
Figure III.11 : Structure trempée prélevée à 2,5 mm de la surface du barreau d'acier XC 80.

Lamelles non dissoutes de cémentite, accolées aux plaquettes martensitiques maclées obliquement.

- a) Champ clair,
- b) Champ sombre,
- c) Cliché de microdiffraction associé.



(a)



(b)

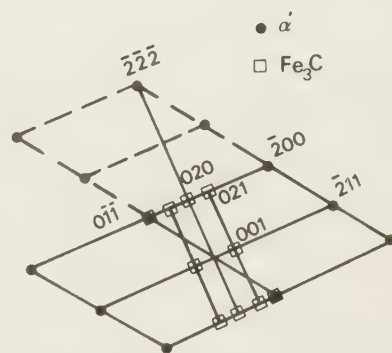


Figure III.12 : Structure trempée prélevée à 3 mm de la surface du barreau d'acier XC 80.

Plage perlitique au voisinage d'une zone martensitique.

Les relations d'orientation dans la perlite sont :

$$(001)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (\bar{2}11)_{\alpha}$$

$$(010)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (111)_{\alpha}$$

$$[100]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [0\bar{1}1]_{\alpha}$$

a) Champ clair,

b) Cliché de microdiffraction.

$$\begin{array}{ll} (001)_{\text{Fe}_3\text{C}} & // \quad (\bar{2}11)_{\alpha} \\ (010)_{\text{Fe}_3\text{C}} & // \quad (111)_{\alpha} \\ [100]_{\text{Fe}_3\text{C}} & // \quad [0\bar{1}1]_{\alpha} \end{array}$$

b) Acier XC 18

La morphologie en lattes martensitiques est presque toujours observée (*figure III.13*). Les lattes sont parfois en relation de macles (*figure III.14*) mais elles ne sont que très rarement finement maclées comme c'était le cas pour les nuances XC 42 et XC 80.

Nous n'avons jamais observé de plaquettes maclées dans cet acier mais, parfois, nous avons rencontré des lattes non maclées très épaisses (*figure III.15*).

A partir d'une profondeur de 2 mm, on observe des îlots ferritiques (*figure III.16*) dont la morphologie aiguillée, résultant d'un refroidissement rapide, rappelle la structure de Widmanstätten. Cette ferrite provient donc de l'austénite dont le refroidissement à cette profondeur n'a pas été suffisamment rapide pour entraîner la formation de martensite.

III.2.2.2. - Etude cristallographique de la martensite dans l'acier XC 80

L'acier XC 80 présente, avant le traitement de trempe après chauffage par induction, une structure perlitique. L'homogénéisation imparfaite en phase austénitique conduit à la présence simultanée de martensite en lattes à bas carbone et de martensite en plaquettes.

La martensite en lattes ne présente aucune différence fondamentale avec celle observée dans l'acier XC 42. Le plan d'accrolement est du type $\{111\}_{\gamma}$ et les lattes sont finement maclées parallèlement à leur direction d'allongement.

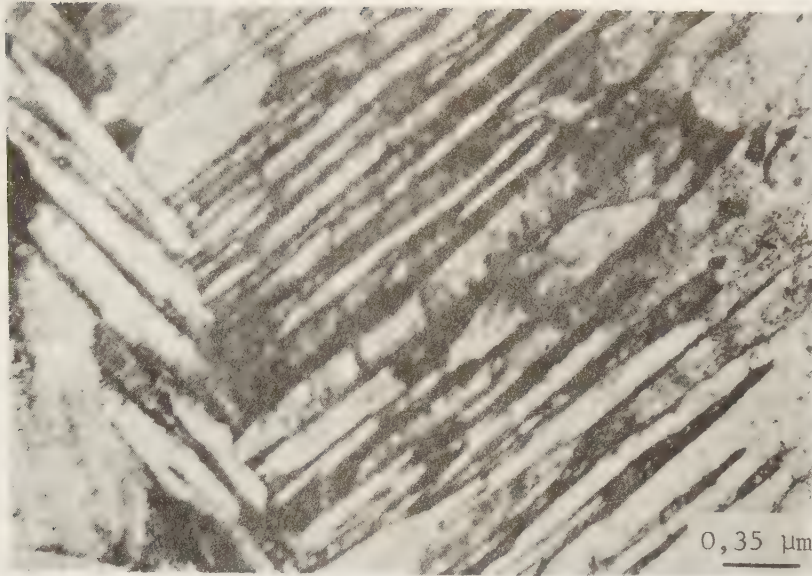


Figure III.13 : *Structure trempée prélevée à 1 mm de la surface du barreau d'acier XC 18.
Paquets de lattes martensitiques parallèles, non
maclées.*

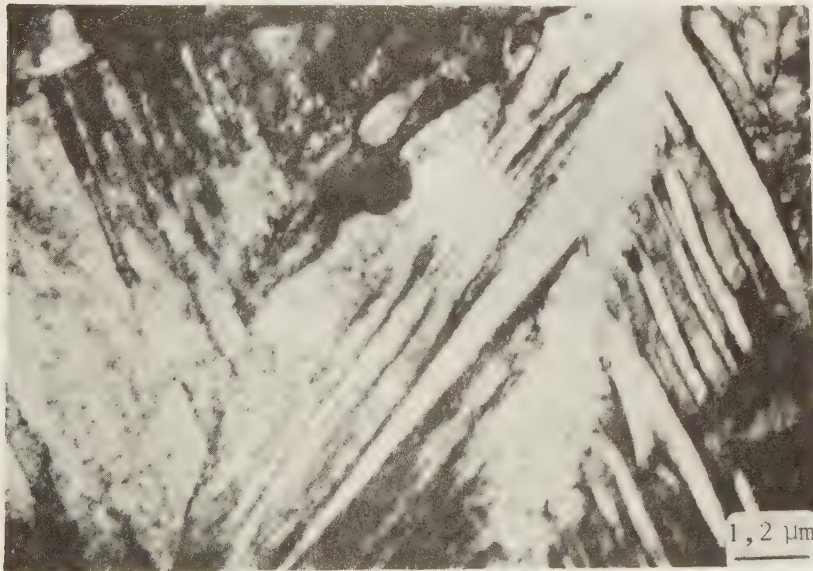


Figure III.16 : *Structure trempée prélevée à 2 mm de la surface du barreau d'acier XC 18.
Structure aiguillée de la ferrite.*



(a)



(b)



(c)

Figure III.14 : *Structure trempée prélevée à 1 mm de la surface du barreau d'acier XC 18.
Les lattes martensitiques sont en relation de macles.*

- a) *Champ clair,*
- b) *Champ sombre,*
- c) *Cliché de microdiffraction associé.*



(a)



(b)

Figure III.15 : Structure trempée prélevée à 1,5 mm de la surface du barreau d'acier XC 18.
Présence de lattes martensitiques non maclées, très épaisses.

La martensite en plaquettes, par contre, se différencie de celle observée dans l'alliage XC 42 par une microstructure complexe. Aux fines macles de transformation, d'épaisseur voisine de 100 Å, s'ajoutent des macles beaucoup plus larges dont l'épaisseur est parfois supérieure à 1000 Å (*figure III.10*). L'étude du cliché de microdiffraction, réalisé sur cette plaquette, montre, par la présence de lignes de diffusion, que le plan de maillage $(112)_\alpha$, est parallèle au faisceau d'électrons (*figure III.17*).



(a)

Figure III.17

Analyse du double maillage dans la plaquette de martensite issue de l'acier XC 80 (*fig. III.10*).

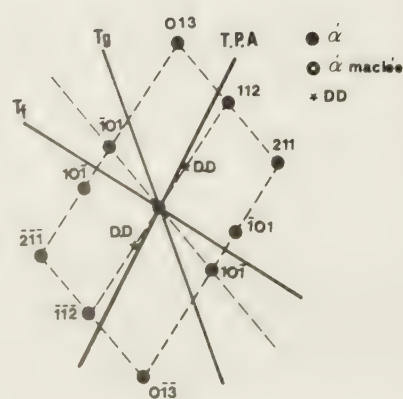
a) Cliché de microdiffraction,

b) Interprétation schématique.

La trace du maillage fin (T_f) correspond au plan du maillage de transformation $(112)_\alpha$.

La trace du maillage grossier (T_g) correspond au plan du maillage de déformation $(211)_\alpha$.

T.P.A. représente la trace du plan d'accroissement de la plaquette martensitique.



(b)

L'analyse des traces des deux systèmes de maclage et du plan d'accrolement sur le plan de coupe $(1\bar{3}1)_\alpha$, est représentée sur la projection stéréographique de la *figure III.18*. Le plan d'accrolement est, pour cette plaquette, voisin de $(\bar{2}52)_\gamma$ et les macles larges sont du type $(211)_\alpha$. Les deux systèmes de maclage, représentés sur la *figure III.19*, sont différents à la fois en plan et en direction.

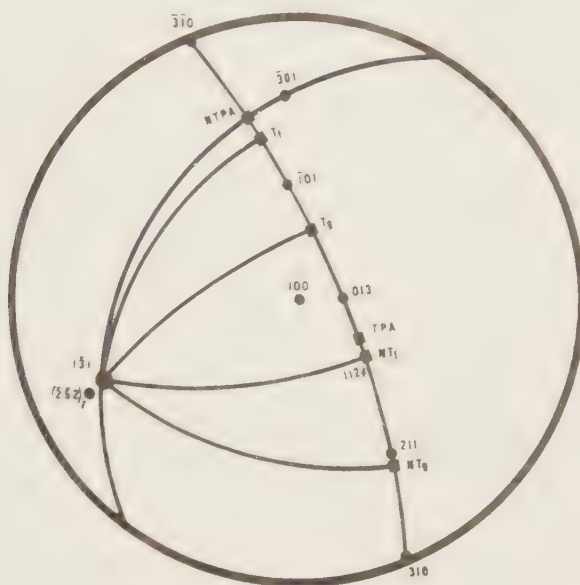


Figure III.18 : Analyse par projection stéréographique des traces des deux systèmes de maclage observés dans une plaquette de martensite de l'acier XC 80.

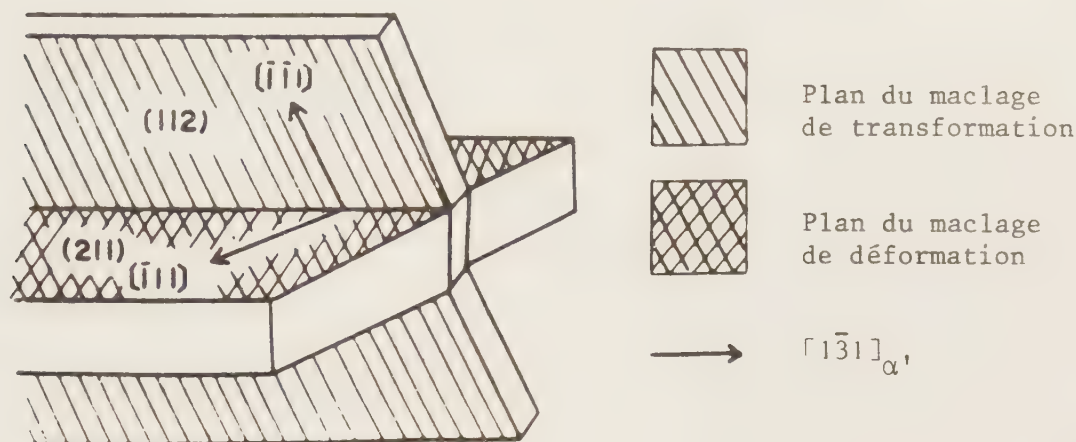
T_f et T_g représentent respectivement la trace des macles fines de transformation et la trace des macles grossières de déformation sur le plan $(1\bar{3}1)_\alpha$,

Le plan d'accrolement (T.P.A. est sa trace) est associé au cisaillement de maclage $(112)_\alpha$,

Le maclage $(112)_\alpha$, $[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$, est le maclage qui accompagne la transformation de l'austénite en martensite, c'est le seul que l'on observe dans la martensite obtenue par trempe conventionnelle d'un acier XC 80.

Le maclage $(211)_\alpha$, $[\bar{1}11]_\alpha$, est postérieur au cisaillement

martensitique. La déflexion des fines macles à l'intersection avec les plus grossières confirme l'ordre de formation des deux types de macles.



Fifure III.19 : Représentation schématique des deux systèmes de maclage. Plans et directions de maclage sont différenciés.

III.3 - INFLUENCE DE L'ETAT STRUCTURAL DES ACIERS SUR LA STRUCTURE DES COUCHES TRAITEES

Pour un acier de composition donnée, la structure initiale, à partir de laquelle le barreau est soumis au traitement, modifie considérablement les caractéristiques de la couche trempée superficiellement.

Des études effectuées aux Laboratoires des Automobiles Peugeot ont montré que les structures initiales recuites sont moins favorables que le comportement en fatigue que les structures initiales trempées et revenues⁽⁴⁰⁾.

Nous avons abordé ce point de vue sur des aciers dans différents états structuraux. La nuance XC 80 a été l'objet de cette étude. D'autre part,

les essais sur des barreaux de fonte à graphite sphéroïdal peuvent être considérés comme des cas particuliers d'aciers dont la composition correspond à celle de la matrice ferrito-perlitique et dans lesquels le carbone excédentaire se trouve sous forme de sphéroïdes.

III.3.1. - LES ACIERS XC 80

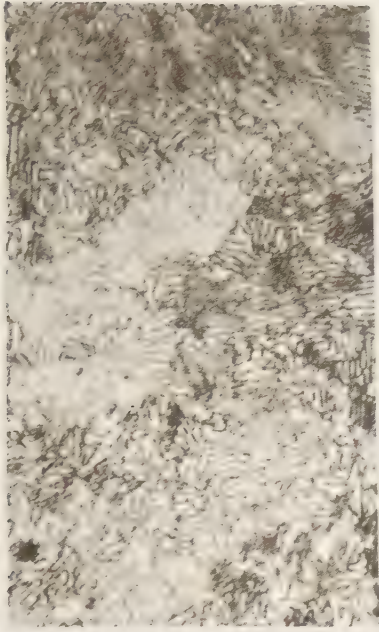
Trois états initiaux différents d'un acier perlitique XC 80 ont été trempés après chauffage par induction :

- état recuit,
- état trempé,
- état trempé revenu.

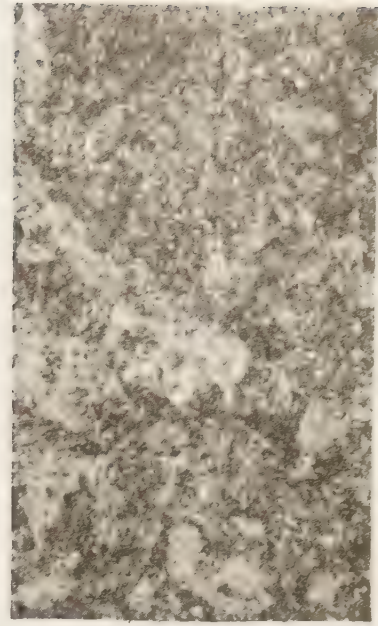
La *figure III.20* rassemble les micrographies de ces trois états. Il faut observer que la perlite de l'état recuit est beaucoup plus grossière que celle de l'acier XC 80 que nous avons utilisé pour étudier l'influence de la teneur en carbone (*figure III.20.d*).

Les trois barreaux ont été traités dans les mêmes conditions. Les courbes de dureté sont assez voisines (*figure III.21*). Les différences de pénétration sont dues essentiellement à l'influence de l'état initial qui caractérise d'ailleurs très nettement les échantillons dans la zone centrale non affectée par le traitement.

Des différences plus sensibles apparaissent en microscopie optique. Les barreaux, trempés et trempés-revenus, présentent en surface une martensite homogène (*figure III.22*), de microdureté sensiblement constante (1050 HV_{66 gr}). Au contraire, dans le barreau normalisé, dont la structure perlitique lamellaire est très grossière, on peut observer des zones claires et des zones sombres très près de la surface (*figure III.23*). Le fait que l'acier XC 80 recuit, qui fait l'objet de cette étude, a une structure perlitique beaucoup plus grossière que celui que l'on a utilisé pour étudier l'influence de la composition en carbone des aciers (§ III.2) est particulièrement important.

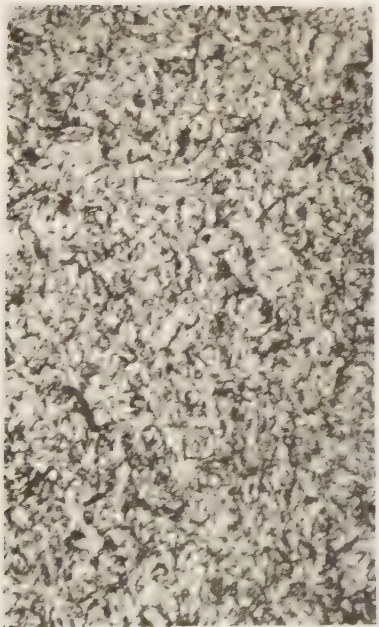


(a)

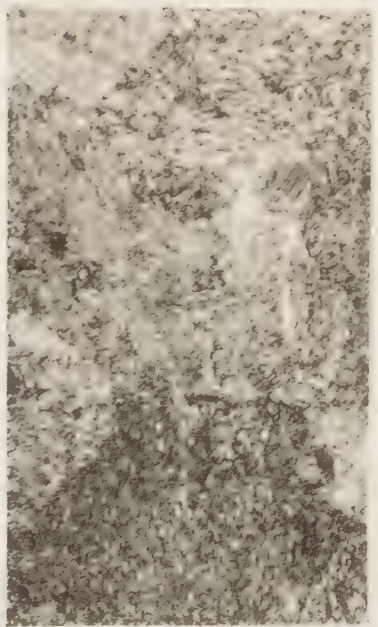


(b)

15,5 μm



(c)



(d)

Figure III.20 : *Etats structuraux de l'acier XC 80.*

- a) *état normalisé, perlite grossière,*
- b) *état trempé-revenu,*
- c) *état trempé,*
- d) *état normalisé, perlite fine.*

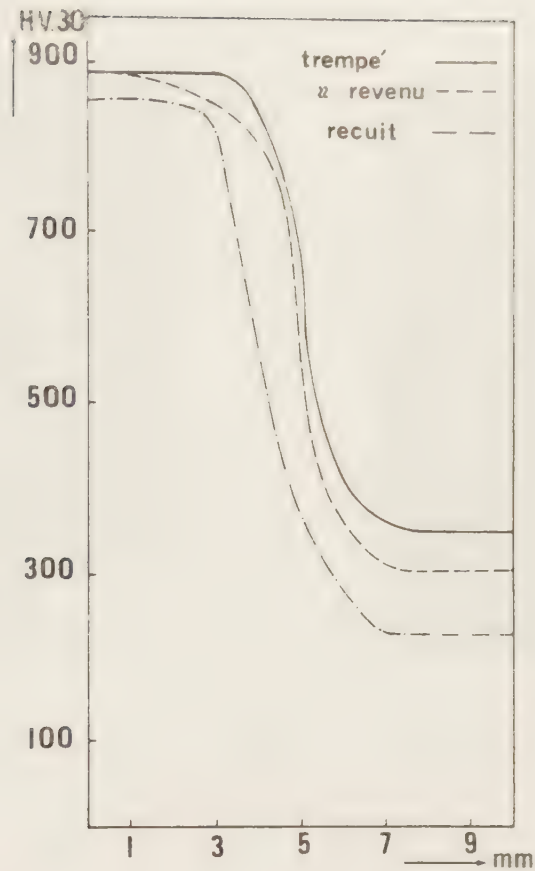


Figure III.21 : Influence de l'état structural sur le profil de dureté dans l'acier XC 80.

De plus, alors que dans l'acier à perlite fine on observe dans la zone traitée des tapures, celles-ci ne sont jamais apparues dans l'acier XC 80 à structure perlitique grossière. Ceci est dû, à notre avis, à la présence de martensite en lattes ductile. La présence dans cet acier des deux morphologies martensitiques correspond à des différences de dureté. Ainsi, à 1,6 mm de la surface, la microdureté passe de 1100 Vickers dans les zones claires à 950 Vickers dans les zones sombres. Cette différence s'accroît lorsqu'on pénètre davantage dans le barreau, mais elle n'atteint jamais le niveau observé dans des structures ferrito-perlitiques. En fait, cette différence est le reflet du manque d'homogénéité de l'austénite avant la trempe. Il faut remarquer ici que la structure normalisée beaucoup plus fine, utilisée précédemment, n'a pas présenté cette particularité et qu'elle



(a)



(b)

Figure III.22 : Micrographies optiques de la structure martensitique homogène de la zone traitée des barreaux XC 80.

- a) état initial trempé,
- b) état initial trempé-revenu.

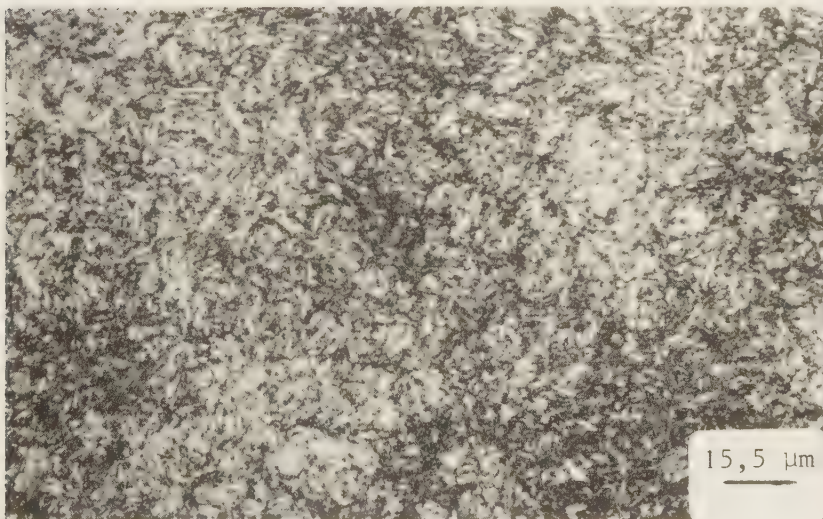


Figure III.23 : Présence de zones claires et de zones sombres dans la structure de la zone trempée d'un barreau d'acier XC 80 constitué dans l'état initial de perlite grossière.

est le siège de nombreuses tapures. L'état structural initial a une influence importante sur le traitement, dans la mesure où il y a une modification sensible de la distribution du carbone dans la structure.

III.3.2. - LES FONTES A GRAPHITE SPHÉROÏDAL

Tout d'abord, il faut signaler que les structures obtenues par trempe après chauffage à induction sur des barreaux en fonte à graphite sphéroïdal présentent des caractères analogues à ceux que nous avons observés sur les aciers (*figure III.24*). La courbe de dureté (*figure III.25*) présente, comme pour les aciers, un palier élevé en surface suivi d'une décroissance rapide jusqu'à une profondeur de 2,5 mm ; ensuite, on retrouve la dureté de la structure initiale constituée de sphéroïdes graphitiques dans une matrice ferrito-perlitique, la ferrite se trouvant sous forme d'auréoles autour des sphéroïdes (*figure III.26*).

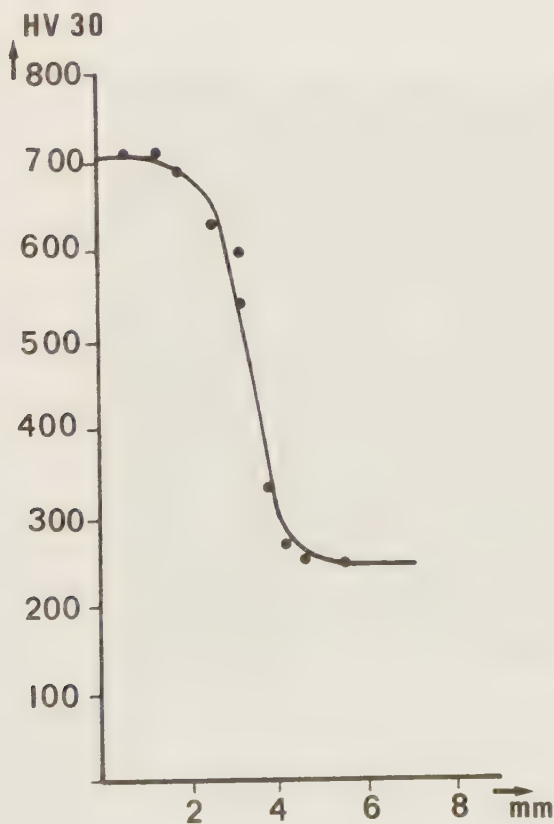


Figure III.25

Evolution de la dureté dans l'anneau trempé d'un barreau de fonte à graphite sphéroïdal.

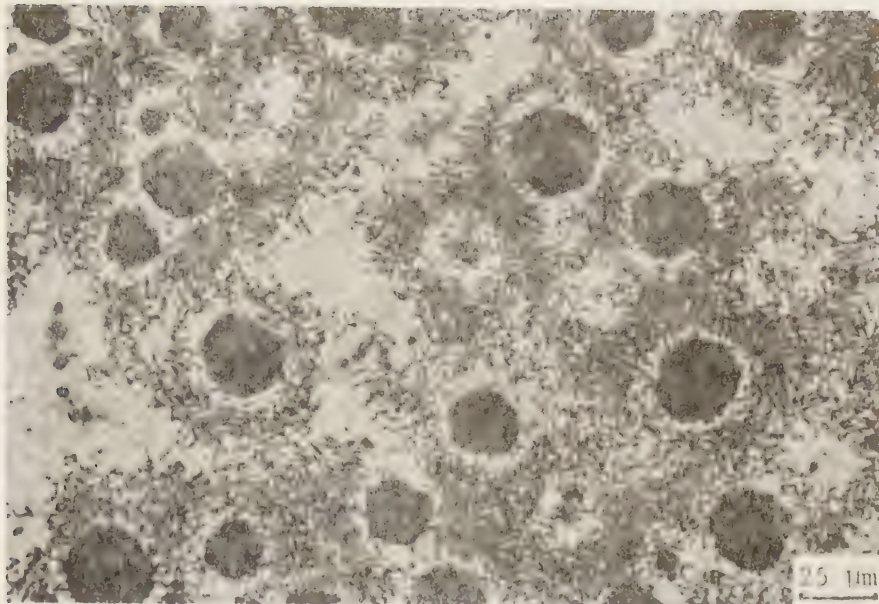


Figure III.24 : *Présence de zones claires et sombres dans la zone traitée d'un barreau de fonte à graphite sphéroïdal.*

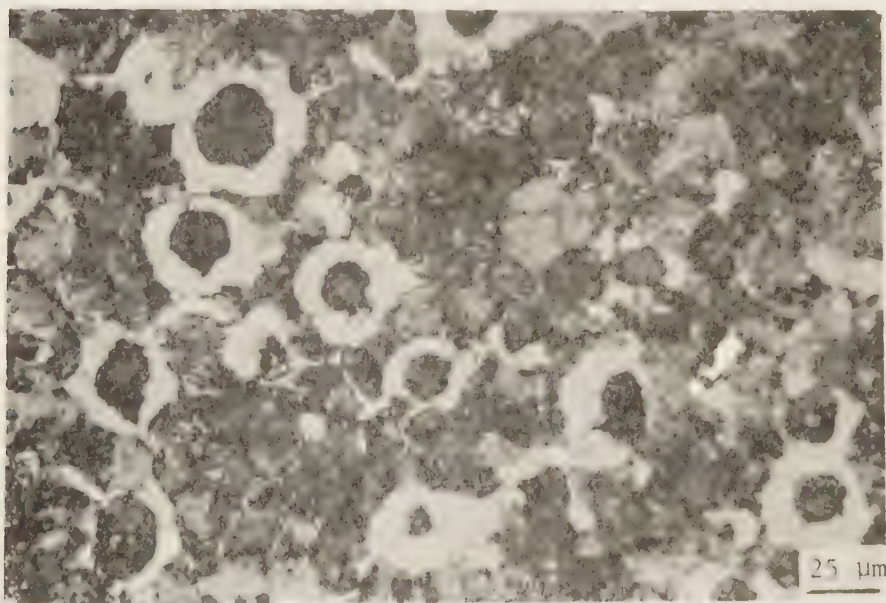


Figure III.26 : *Structure initiale de la fonte G.S. Des auréoles ferritiques séparent les sphéroïdes de la matrice perlitique.*

Les structures de trempe sont analogues à celles que nous avons mises en évidence dans les aciers. Des zones martensitiques claires alternent avec des zones martensitiques sombres. Très près de la surface du barreau, des différences de microdureté entre les deux martensites apparaissent. La martensite claire atteint des valeurs de microdureté de 1150 Vickers alors que, pour la martensite sombre, les valeurs sont de l'ordre de 800 Vickers (figure III.27). Ces différences sont cependant trop faibles pour correspondre à des structures initiales ferrito-perlitiques. Elles s'expliquent par l'influence du graphite.

Au cours du chauffage par induction, les sphéroïdes de graphite plus résistants électriquement s'échauffent plus vite que la matrice (tableau III.1). Au voisinage des sphéroïdes, la température est plus importante que dans le reste de la matrice. En conséquence de ce phénomène, la dissolution des nodules de graphite et la diffusion du carbone s'effectuent plus rapidement.

	graphite	acier doux
Résistivité électrique Ohm-cm	800 . 10 ⁻⁶	17 . 10 ⁻⁶

Tableau III.1

On passe d'une structure initiale constituée de sphéroïdes de graphite entourés d'auréoles ferritiques, puis de perlite, à une structure après traitement dans laquelle les nodules sont exclusivement entourés de martensite dont la composition en carbone, comme nous le verrons, est fortement influencée par d'autres paramètres du traitement. Dans tous les cas, le carbone des nodules a diffusé dans son voisinage immédiat, les zones ferritiques ayant complètement disparu.

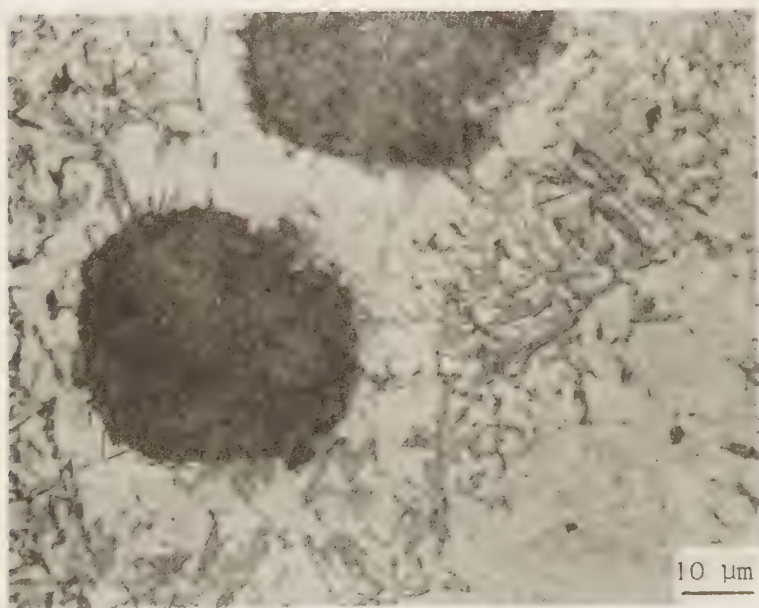
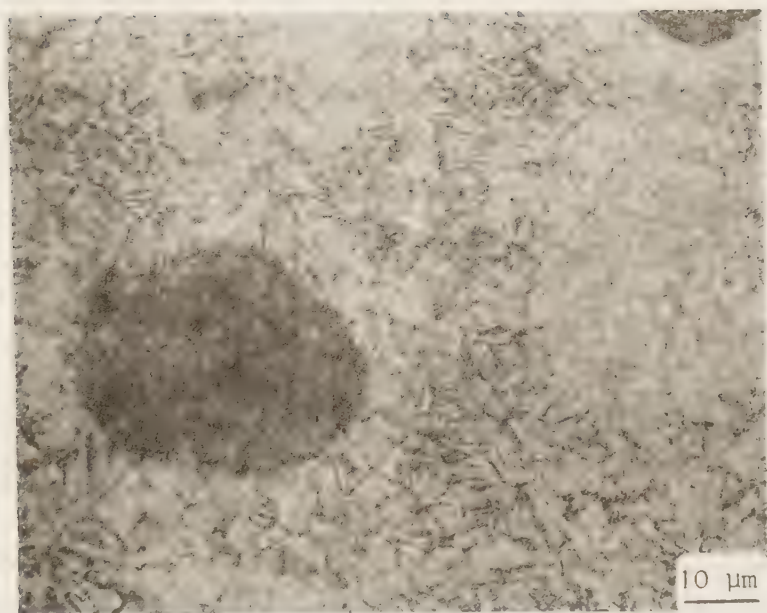


Figure III.27 : Structure martensitique prélevée à 2 mm de la surface du barreau traité de fonte G.S.
La martensite claire (HV = 1150) est beaucoup plus dure que la martensite sombre (HV = 800).

Il faut noter cependant que le transfert du carbone en phase austénitique est contrôlé par la dissolution des particules de carbures ou de graphite. La vitesse de dissolution du graphite est plus faible que celle de la cémentite, il s'ensuit que la diffusion du carbone dans les auréoles ferritiques bordant les nodules de graphite est relativement limitée par rapport à celle qui provient de la dissolution des plages perlitiques.

III.4 - INFLUENCE DES PARAMETRES PHYSIQUES DU TRAITEMENT SUR LES STRUCTURES DES COUCHES TREMPÉES

L'appareil que nous avons décrit (chapitre I) permet le traitement des échantillons cylindriques par la méthode dite "au défilé".

Chaque fois que nous réalisons un traitement, nous devons fixer les valeurs de plusieurs paramètres :

- La puissance dissipée dans l'inducteur

Nous disposons d'un potentiomètre pour moduler cette puissance. Nous ne pouvons pas mesurer directement la puissance dissipée dans l'inducteur. Nous donnerons seulement les valeurs de la puissance effectivement dissipée par le générateur. Nous admettrons que le rapport entre la puissance dissipée dans l'inducteur et celle débitée par le générateur est sensiblement constant.

- La vitesse de défilement du barreau

Nous pouvons régler à volonté cette vitesse. Dans la plupart des expériences, nous avons travaillé avec deux vitesses : 5 et 11 mm/sec.

- La distance inducteur-douche

Nous avons fait des essais avec trois distances différentes : 25, 35 et 55 mm. La série d'essais systématiques que nous allons analyser a été faite sur des barreaux cylindriques de fonte à graphite sphéroïdal de

15 mm de diamètre et de 20 cm de longueur. Au cours de chaque essai, nous avons mesuré la température superficielle à la sortie de l'inducteur, à l'aide d'un appareil "Milliscop" dont le principe est celui du pyromètre à filament incandescent.

Le *tableau III.2* rassemble les conditions des différents essais réalisés sur les fontes. Les températures de surface n'ont pas pu être mesurées lorsque la douche était située à 25 mm de l'inducteur, à cause d'un manque de visibilité. La dureté superficielle HV 30 des barreaux ainsi que la profondeur en mm de la zone trempée figurent également sur le *tableau III.2*. Remarquons que les températures mesurées semblent incohérentes, il ne s'agit pas d'un manque de précision ou de reproductibilité, nous nous efforcerons dans les paragraphes suivants d'en donner une explication.

III.4.1. - INFLUENCE DE LA PUISSANCE DISSIPÉE DANS L'INDUCTEUR

La *figure III.28* regroupe les valeurs des duretés superficielles en fonction de la puissance pour les dix premiers essais référenciés du *tableau III.2*. Dans tous les cas, la vitesse de défilement du barreau est de 11 mm/sec. On peut constater que, quelle que soit la distance inducteur-douche, la dureté superficielle présente une valeur maximale pour une valeur bien précise de la puissance, qui correspond d'ailleurs à une profondeur de pénétration voisine de 1,1 mm. La perte de dureté superficielle observée pour des puissances dissipées trop grandes intervient lorsque la température atteinte à la surface du barreau favorise d'abord le grossissement du grain austénitique et ensuite une surchauffe de la structure.

III.4.2. - INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFILEMENT

Les essais 11 à 19 correspondent à la plus faible vitesse de défilement étudiée, c'est-à-dire 5 mm/sec.

Référence de l'essai	Puissance du génér. (KW)	Vitesse de défil. (mm/sec.)	Distance inducteur - douche (mm)	Température de surface après l'ind. (°C)	Dureté superficielle (HV 30)		Profondeur de trempe (mm)
1	10,8	11	55	700	pas noir	pas blanc	nul
2	12,8	"	"	750	270	270	nul
3	14,8	"	"	850	300	300	1,1
4	10,8	"	35	600	640	640	nul
5	12,8	"	"	630	280	280	0,4
6	14,8	"	"	650	550	550	1,1
7	16,8	"	"	710	750	750	2,0
8	12,8	"	25	—	625	625	0,4
9	14,8	"	"	—	765	765	1,1
10	16,8	"	"	—	710	710	2,0
11	12,8	5	55	1050	490	705	à coeur
12	10,8	"	"	900	715	715	à coeur
13	9	"	"	720	755	705	0,8
14	12,8	"	35	1000	300	525	à coeur
15	10,8	"	"	850	715	715	à coeur
16	9	"	"	700	720	675	0,9
17	12,8	"	25	—	440	550	à coeur
18	10,8	"	"	—	710	710	4,5
19	9	"	"	—	715	675	0,9
20	14,8	7	"	—	640	640	5,4
21	14,8	9	"	—	725	725	3,0
22	14,8	13,5	"	—	640	640	0,7

Tableau III.2

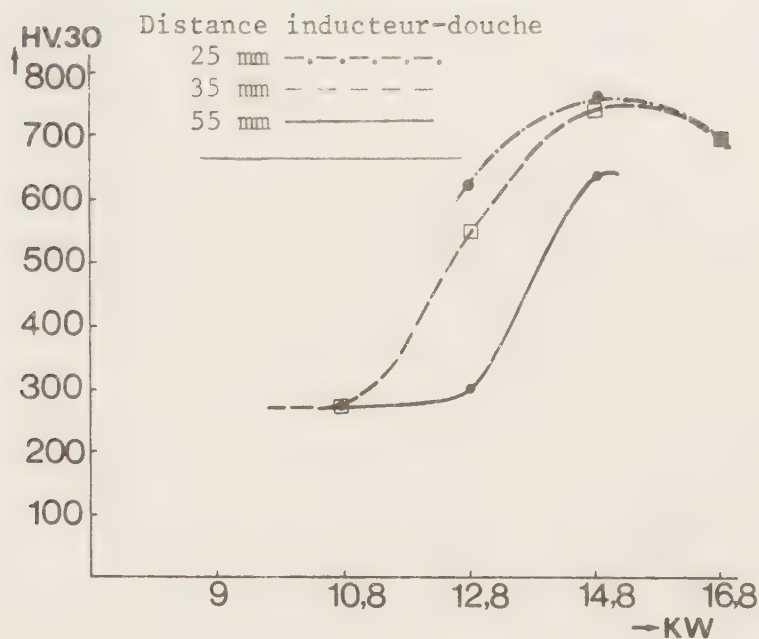


Figure III.28 : Evolution de la dureté superficielle des barreaux traités de fonte G.S., en fonction de la puissance du générateur H.F. et pour différentes distances inducteur-douche.
La vitesse de défilement est de 11 mm/sec.

On retrouve (figures III.29, III.30 et III.31) une dureté superficielle maximale pour une puissance beaucoup plus faible que dans le cas d'une vitesse de défilement élevée (11 mm/sec. fig. III.28). Par contre, si les duretés superficielles obtenues dans ces essais à faible vitesse restent voisines de 700 HV 30, les profondeurs de pénétration varient très rapidement et la puissance 12,8 KW correspond toujours à une trempe à coeur.

Un aspect particulier des traitements à faible vitesse de défilement réside dans la présence à la surface du barreau, après traitement, de zones hélicoïdales alternées claires et sombres que l'on différencie facilement par dureté lorsque l'on s'écarte de la valeur de la puissance qui conduit à la dureté maximale. Les différences de dureté ont été représentées sur les figures III.29, III.30 et III.31. Les zones foncées

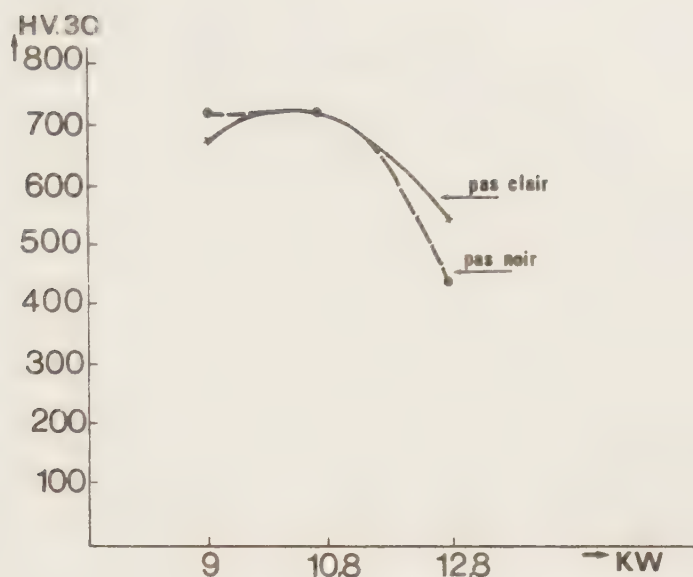


Figure III.29 : Evolution de la dureté superficielle des barreaux traités de fonte G.S., en fonction de la puissance du générateur H.F. La vitesse de défilement est de 5 mm/sec. La distance inducteur-douche est de 25 mm.

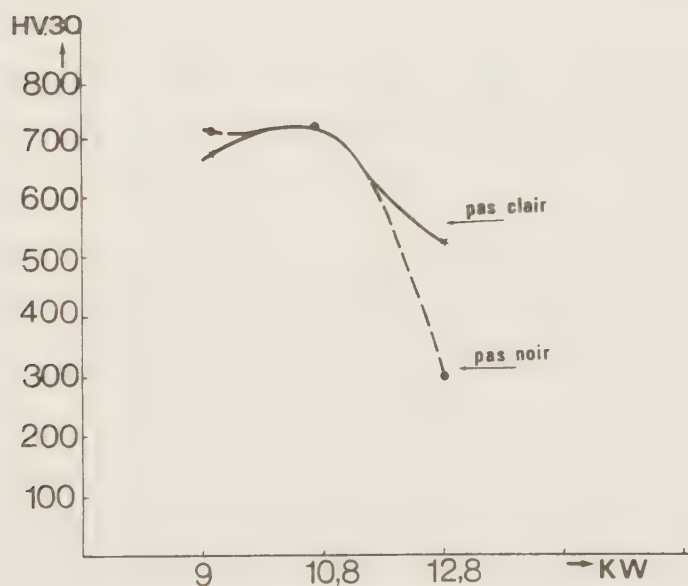


Figure III.30 : Evolution de la dureté superficielle des barreaux traités de fonte G.S., en fonction de la puissance du générateur H.F. La vitesse de défilement est de 5 mm/sec. La distance inducteur-douche est de 35 mm.

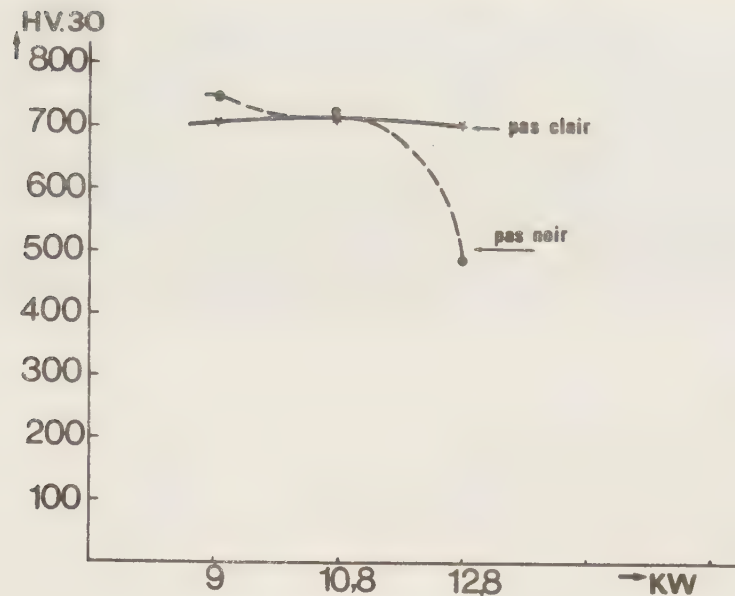


Figure III.31 : Evolution de la dureté superficielle des barreaux traités de fonte G.S., en fonction de la puissance du générateur H.F. La vitesse de défilement est de 5 mm/sec. La distance inducteur-douche est de 55 mm.

sont plus dures aux faibles puissances et moins dures aux fortes puissances que les zones claires.

A puissance élevée, les zones foncées résultent d'une surchauffe locale et à basse puissance, elles traduisent une transformation plus complète au chauffage que les zones claires.

La manifestation de cette hétérogénéité résulte d'un couplage particulier des deux paramètres que sont la vitesse de défilement et la vitesse de rotation du barreau. Nous avons pu vérifier que, dans nos conditions de traitement à faible vitesse de défilement, un point à la surface de l'échantillon cylindrique décrivait une hélice superposable à celle de l'inducteur du dispositif. Dans d'autres conditions opératoires, nous n'avons jamais observé ce phénomène que la micrographie à faible grossissement (*figure III.32*) met clairement en évidence.

Les essais 20, 21 et 22, réalisés à la même puissance et avec la même distance inducteur-douche, correspondent à des vitesses de défilement

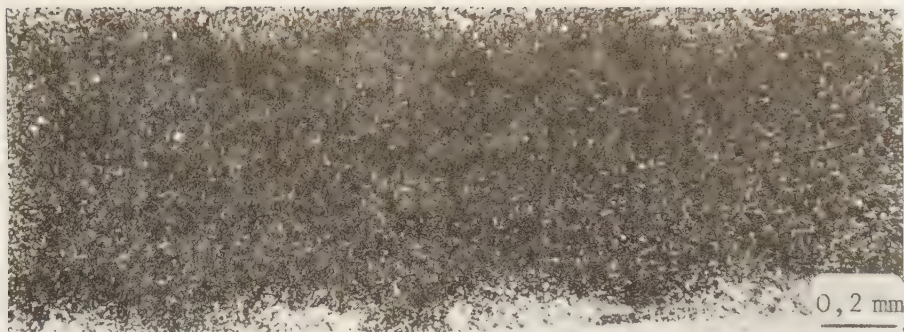
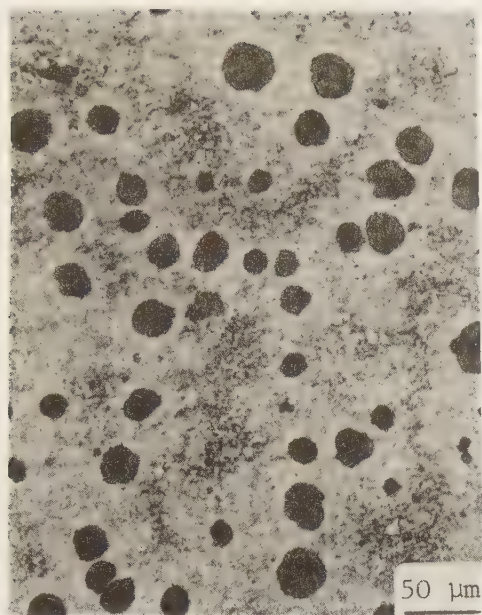


Figure III.32 : Aspect macroscopique de l'alternance des zones hélicoïdales claires et foncées observées sur une section longitudinale du barreau traité à faible vitesse de défilement.

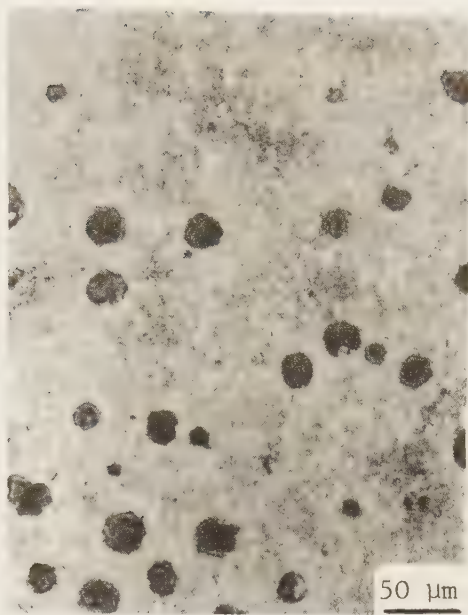
différentes mais qui ne conduisent jamais à la formation d'hélices imbriquées dures et tendres. La dureté maximale atteinte, 725 HV 30, correspond à une vitesse de 9 mm/sec. (*figure III.33.b*). Un défilement plus lent entraîne une élévation de la température qui commande, suivant son importance, soit un grossissement du grain austénitique, soit une surchauffe de la structure (*figure III.33.a*). Au contraire, lorsque le défilement est plus rapide, on obtient, par suite d'une baisse de la température, une transformation incomplète (*figure III.33.c*). Dans ces deux cas extrêmes, on observe une baisse de dureté puis, soit une forte pénétration (5,4 mm) dans le cas d'une surchauffe, soit une faible pénétration (0,7 mm) dans le cas d'une transformation incomplète.

III.4.3. - INFLUENCE DE LA DISTANCE INDUCTEUR-DOUCHE

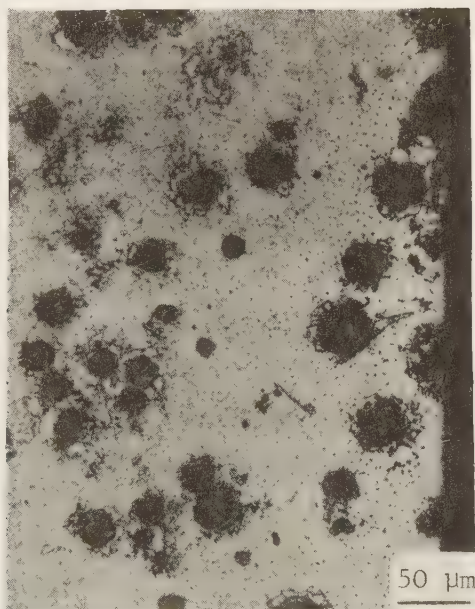
La *figure III.28*, sur laquelle les courbes de dureté en fonction de la puissance sont représentées pour les trois distances inducteur-douche expérimentées, montre, toutes choses égales par ailleurs, que la dureté superficielle est d'autant plus élevée que la distance inducteur-douche est plus petite. Il faut remarquer que le profil de dureté pour une puissance donnée (14,8 KW) n'est affecté d'une façon sensible que pour la plus grande distance inducteur-douche (55 mm). La *figure III.34* illustre ce point.



(a)



(b)



(c)

Figure III.33 : Structures micrographiques des couches trempées à la surface des barreaux de fonte G.S. La puissance du générateur H.F. est de 14,8 KW et la distance inducteur-douche est de 25 mm.

- a) Vitesse de défilement 7 mm/sec. :
matrice surchauffée HV = 640
- b) Vitesse de défilement 9 mm/sec. :
structure martensitique claire et sombre HV = 725
- c) Vitesse de défilement 13,5 mm/sec. :
présence d'auréoles ferritiques non transformées HV = 640

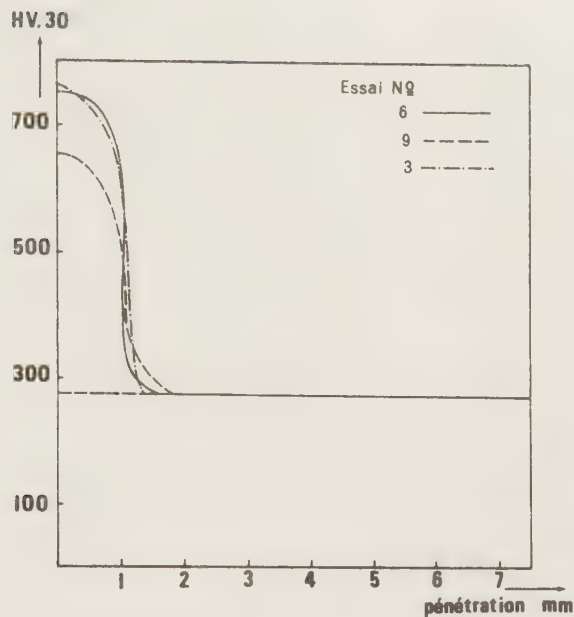


Figure III.34 : Evolution de la dureté sur un diamètre de la section des barreaux de fonte G.S. pour différentes distances inducteur-douche.

Seul, le niveau de dureté superficielle est affecté mais pas la profondeur de pénétration. Ce résultat est en liaison avec la température superficielle du barreau avant la trempe. Cette température est d'autant plus élevée, c'est-à-dire d'autant plus proche de sa valeur maximale fixée par la puissance dissipée par l'inducteur, que l'intervalle de temps, séparant pour un point donné du barreau la sortie de l'inducteur à l'entrée dans la douche, est plus bref. L'importance de ce paramètre est très grande, surtout lorsque, et c'est le cas de la fonte à graphite sphéroïdal, un processus diffusionnel prend place à haute température. Une dissolution plus ou moins importante du graphite des nodules enrichit les auréoles ferritiques qui les entourent (figure III.35).

Pour un traitement donné, l'enrichissement en carbone est d'autant plus faible que l'on se trouve à une plus grande profondeur dans le barreau (figure III.36). Ainsi, les nodules situés très près de la surface ont largement diffusé dans les auréoles ferritiques qui, au cours du refroidissement, sont complètement transformées en martensite. A une profondeur de

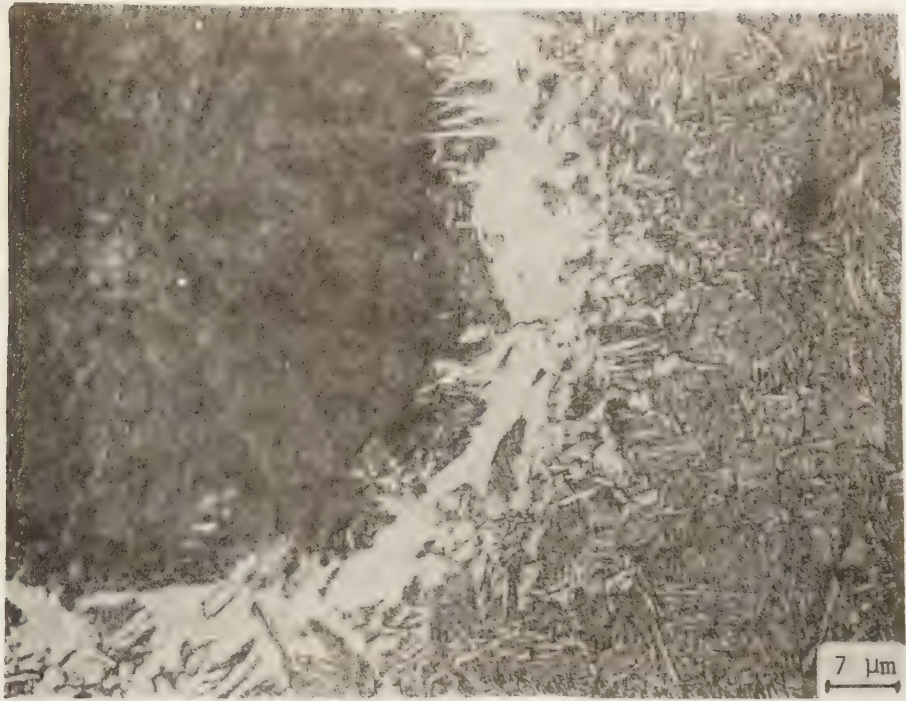


Figure III.35 : *Structure au voisinage des sphéroïdes graphitiques. L'aurole ferritique est perturbée par diffusion du carbone dans sa périphérie.*

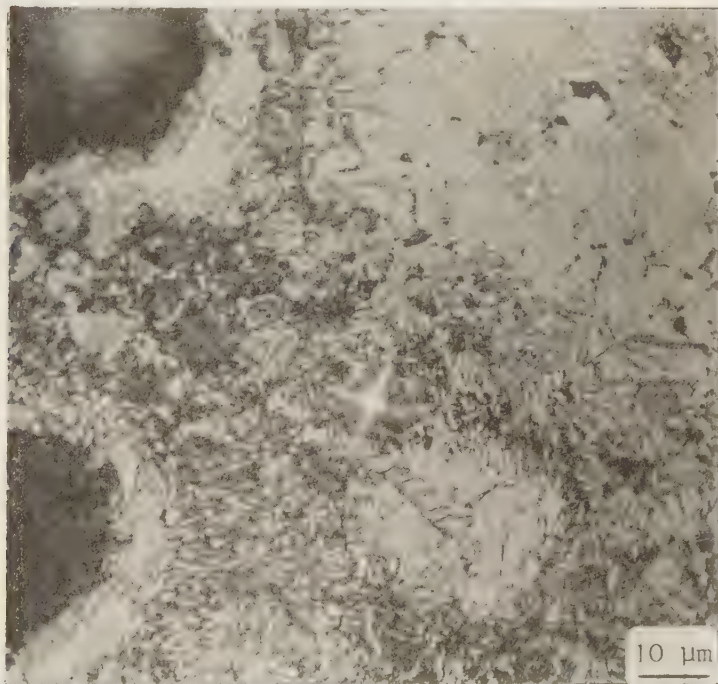
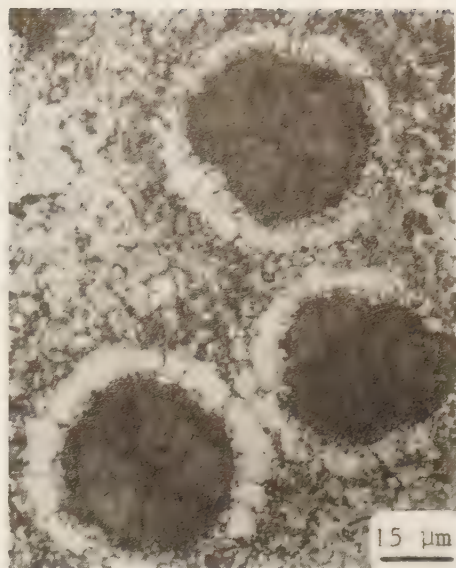


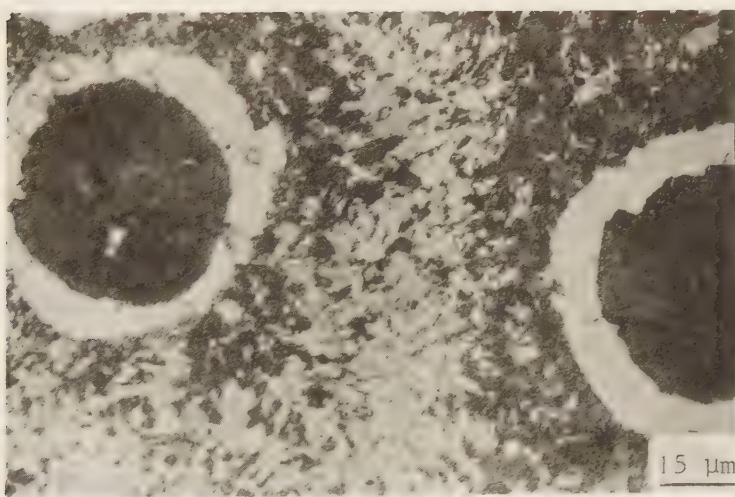
Figure III.37 : *Structure micrographique à 3,5 mm de la surface d'un barreau de fonte G.S. La perlite est nettement moins dure (HV = 300) que la martensite (HV = 1150).*



(a)



(b)



(c)

Figure III.36 : Structures au voisinage des sphéroïdes graphitiques à différentes profondeurs d'un même barreau traité.

- a) 1,5 mm - martensite claire autour du graphite.
- b) 2,5 mm - anneaux concentriques de martensite et de ferrite autour des sphéroïdes.
- c) 3,5 mm - anneau de ferrite non transformé.

3,5 mm (*figure III.37*), les empreintes de microdureté facilitent l'identification de la martensite ($HV_{66g} = 1150$) et de la perlite fine ($HV_{66g} = 300$) non transformée.

La *figure III.38* permet de comparer, pour un traitement donné réalisé industriellement sur un vilebrequin, l'évolution à deux profondeurs différentes, 1 mm et 3 mm, de la microdureté entre deux sphéroïdes de graphite. L'allure de ces courbes caractérise le cycle thermique subi par l'échantillon au cours du traitement. En particulier, l'efficacité de la trempe varie rapidement avec la profondeur. C'est pourquoi, afin de préciser l'importance de la diffusion pendant la courte période de chauffage, nous avons effectué des dosages du carbone au voisinage des nodules graphitiques à l'aide de la microsonde. Nous pouvons comparer l'évolution de la teneur en carbone au voisinage d'un nodule situé soit au coeur du barreau, soit à 0,9 mm de la surface (*figure III.39*). Cette microanalyse a été faite sur le même vilebrequin traité en conditions industrielles par la Société des Automobiles Peugeot.

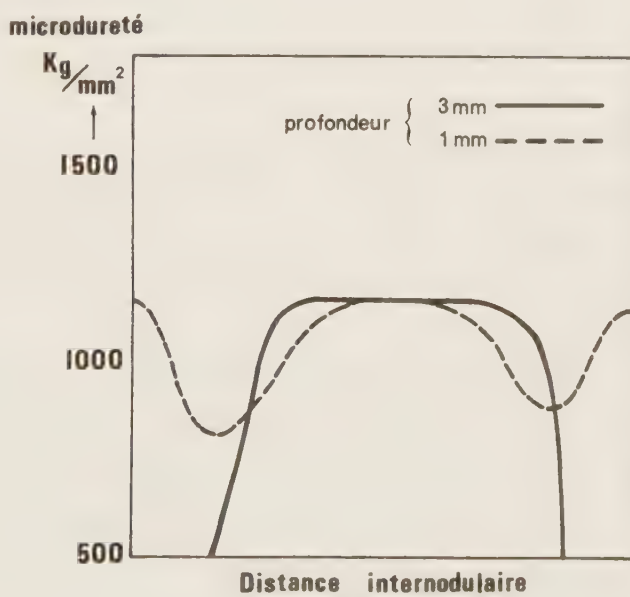


Figure III.38 : Evolution de la microdureté internodulaire dans la couche trempée d'un vilebrequin industriel pour deux profondeurs différentes.

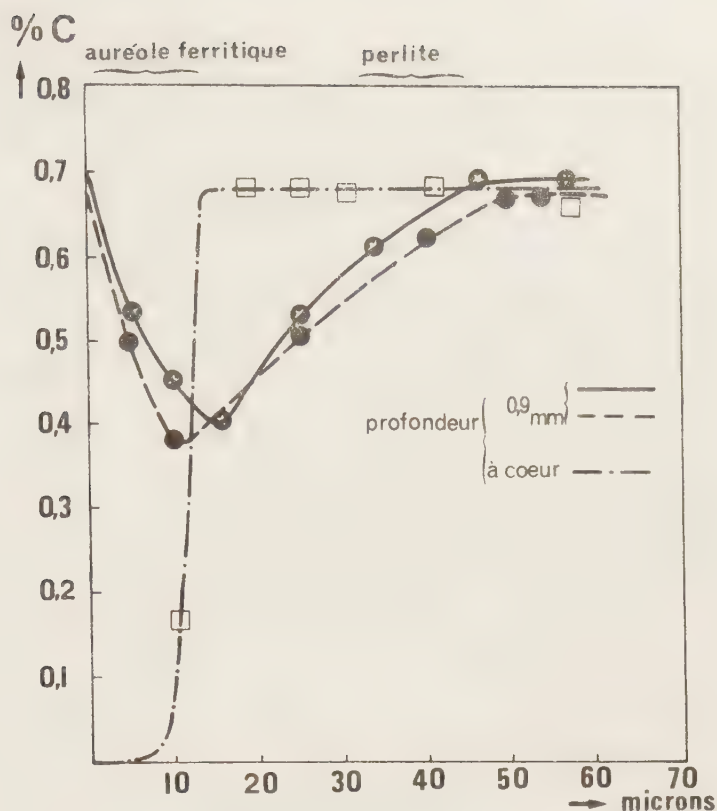


Figure III.39 : Evolution de la teneur en carbone au voisinage d'un nodule graphitique situé soit au bord, soit au coeur d'un vilebrequin industriel en fonte G.S.

La teneur en carbone, au voisinage du sphéroïde, est très proche de la composition eutectoïde. Le carbone provient aussi bien du graphite vers la ferrite que de la perlite vers la ferrite. La teneur minimale est voisine de 0,4 %.

Nous avons effectué également des mesures de microdureté au voisinage des nodules des barreaux de fonte que nous avons traités avec notre dispositif expérimental. Nous avons choisi deux éprouvettes dont les conditions de traitement ont été très différentes :

- essai n° 3 : forte puissance (14,8 KW)
et grande vitesse de défilement (11 mm/sec.)
- essai n° 12 : puissance moyenne (10,8 KW)
et faible vitesse de défilement (5 mm/sec.)

Dans ces deux essais, la distance inducteur-douche était de 55 mm.

Les profils de microdureté entre nodules graphitiques situés très près de la surface (*figure III.40*) sont très différents.

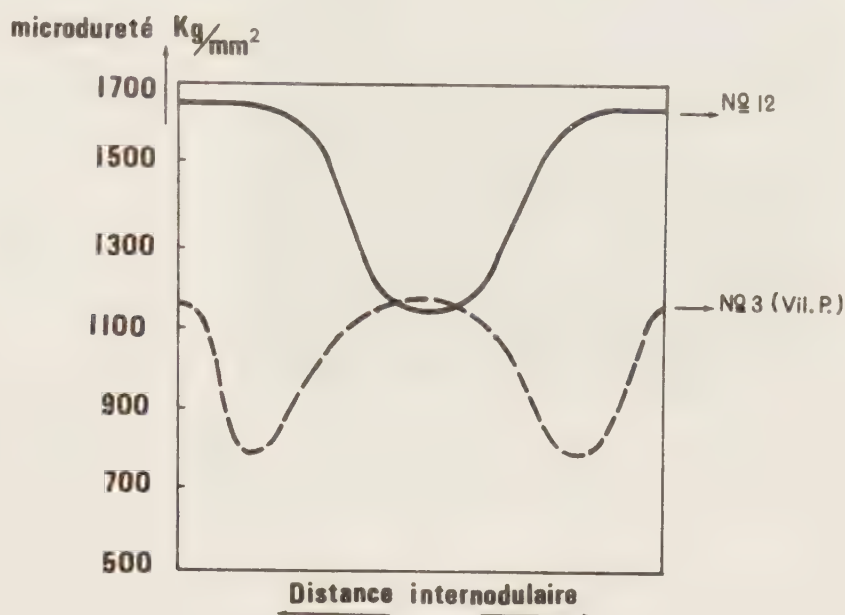


Figure III.40 : Evolution de la microdureté internodulaire pour deux traitements différents.

La martensite auréolant les nodules dans l'essai n° 12 est toujours plus dure, donc plus riche en carbone que celle de la perlite internodulaire (*figure III.41*). Au contraire, dans l'essai n° 3, la microdureté de la martensite accuse un minimum voisin de 800 $\text{HV}_{66\text{g}}$ qui correspond à une martensite dont la teneur en carbone est inférieure à l'eutectoïde. Les microanalyses, faites en deux endroits différents entre les sphéroïdes de graphite (*figure III.42*), confirment les résultats de microdureté pour l'essai n° 12. La teneur en carbone passe de façon continue de 1,2 %, au voisinage du nodule, à environ 0,8 % dans la zone initialement perlitique.

Il est intéressant de noter que le barreau correspondant à l'essai n° 3 présente entre les nodules graphitiques le même profil de microdureté que celui que nous avons tracé pour le vilebrequin traité en conditions industrielles. En d'autres termes, notre essai N° 3 correspond sensiblement au même cycle thermique que le traitement industriel du

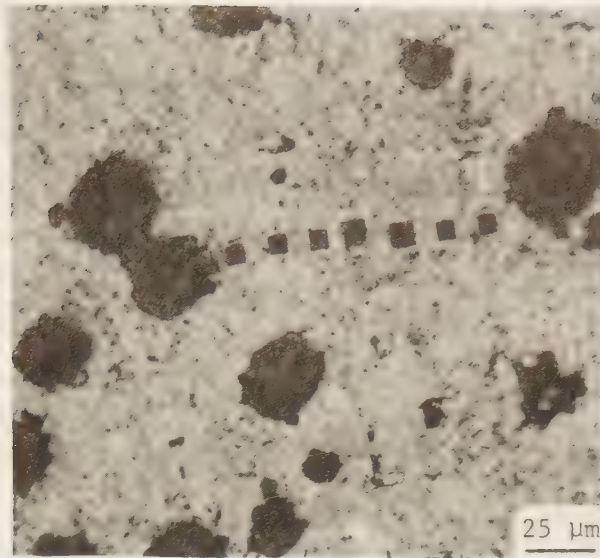


Figure III.41 : Aspect micrographique de l'évolution des empreintes de microdureté entre deux nodules de graphite situés à 1,5 mm de la surface du barreau.

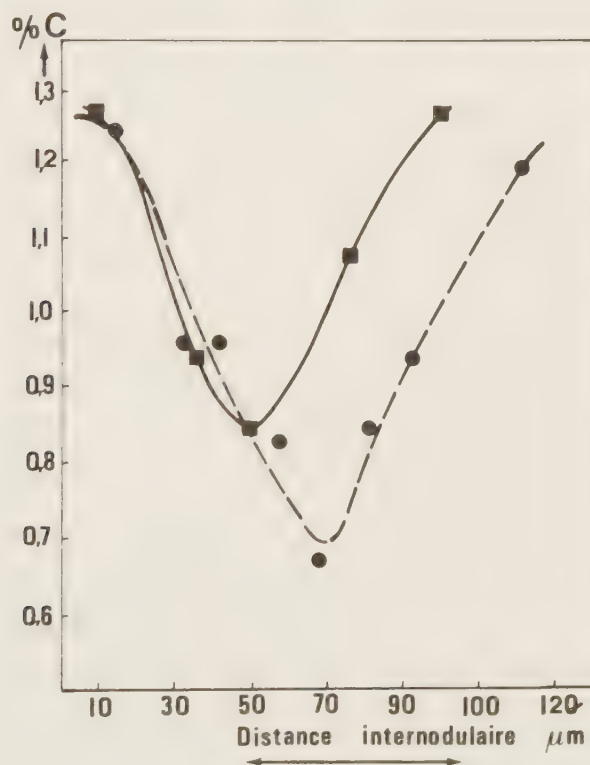


Figure III.42 : Variations de la teneur en carbone entre deux nodules graphitiques situés à 1,5 mm de la surface du barreau.

vilebrequin. La connaissance simultanée du profil de microdureté et du profil de la composition en carbone entre deux nodules est intéressante en ce sens qu'elle permet de comparer, à profondeurs égales, l'efficacité de deux traitements et de choisir, à l'appui d'autres critères (résistance à la fatigue, par exemple), celui qui convient le mieux pour un matériau donné.

III.5 - INTERPRETATION ET DISCUSSION

Les expériences que nous avons relatées concernant les influences, d'une part, de la teneur en carbone et d'autre part, de l'état structural des aciers constituent un complément indispensable aux essais effectués sur l'acier XC 42 dans l'état normalisé.

Nous confirmons la dualité structurale à l'échelle du microscope optique. Chaque fois que la structure initiale est ferrito-perlitique, la répartition finale entre les zones martensitiques claires et sombres, issues respectivement de la perlite et de la ferrite, est une image de l'aspect micrographique initial. Parallèlement, la dureté est toujours plus élevée dans les zones claires que dans les zones sombres. La dureté macroscopique globale est d'autant plus élevée que la teneur en carbone est plus forte.

Il faut cependant insister sur l'importance de l'état structural des aciers. La différence est tout-à-fait flagrante si l'on compare des états initiaux aussi dissemblables qu'état trempé ou trempé-revenu et état recuit. Le facteur prépondérant de l'état structural est la dispersion du carbone dans la structure. La double structure, martensite claire et martensite sombre, ne se manifeste jamais lorsque le carbone est initialement soit en solution dans la martensite, soit sous forme de précipités très fins dans la martensite revenue. Le cas limite correspond à une perlite très fine qui conduit à la formation d'une seule martensite, au microscope optique, qui est le siège de nombreuses tapures. Ensuite, avec une perlite plus grossière, nous avons retrouvé les deux types de martensite. Il y a donc un espacement critique

entre les lamelles de ferrite et de cémentite, pour lequel, à l'échelle du microscope optique, on passe d'une structure martensitique uniforme à une structure martensitique claire et sombre.

A propos de l'acier XC 42, les observations au microscope électronique nous avaient amené à conclure à une prédominance de la martensite en plaquettes dans les zones claires riches en carbone, et de la martensite en lattes dans les zones sombres à bas carbone. En fait, la distinction n'est pas aussi nette et il suffit pour cela de considérer l'acier XC 80 dans lequel nous avons observé des lattes et des plaquettes, quelle que soit la structure initiale de la perlite lamellaire. Cependant, la proportion de martensite en lattes est supérieure si l'acier a initialement une structure perlitique grossière à grands espaces interlamellaires. Nous voyons dans cette observation l'explication de l'absence de tapures après traitement ; le faible taux de martensite en lattes observé sur un acier à perlite fine étant, au contraire, en relation avec l'apparition de nombreuses tapures.

S'il est vrai que lorsque la perlite est fine nous n'observons plus qu'une seule martensite au microscope optique, lorsque la perlite devient grossière (*figure III.23*) nous voyons reparaître les deux martensites claire et sombre. Nous pensons qu'à l'échelle du microscope électronique, la présence des morphologies en lattes et en plaquettes dans l'acier XC 80, quelle que soit la finesse de la perlite, correspond aux gradients de concentration en carbone qui existe à l'échelle des lamelles alternées de cémentite et de ferrite qui constituent la perlite. Il n'y a donc qu'une contradiction apparente dans le fait que nous observons dans l'acier perlitique, à l'échelle du microscope électronique, aussi bien des lattes que des plaquettes martensitiques.

Nous avons mis en évidence dans la martensite de l'acier XC 42 la présence de deux types de macles :

- dans la martensite en lattes, des macles longitudinales formées après la transformation par les contraintes engendrées par la transformation martensitique elle-même dans des zones contiguës.

- dans la martensite en plaquettes, des macles obliques résultant de la transformation elle-même.

Dans l'acier XC 80, nous retrouvons également le maclage de déformation dans les lattes martensitiques mais, qui plus est, nous l'avons observé également dans les plaquettes, maclage qui se superpose au maclage de cisaillement à réseau invariant. Il est important de rappeler ici, à l'appui de notre interprétation des défauts de la martensite, que dans l'acier XC 18, qui contient très peu de perlite, la martensite en plaquettes est inexistante et le maclage longitudinal des lattes est très rare. Ces résultats sont à rapprocher de ceux de I. TAMURA et col.⁽⁴⁰⁾ qui ont étudié les conséquences d'une déformation plastique sur la microstructure de la martensite dans un alliage Fe-Ni-C. Ils ont montré que, lors d'une déformation importante par laminage à froid (20 % de réduction), de larges macles de déformation apparaissent dans la martensite. Dans leur plan d'observation qui est identique au nôtre, ils ont évalué l'angle de déviation des macles fines, formées en premier par la transformation, avec les macles épaisses résultant de la déformation ultérieure à environ 9°. Ces auteurs ont observé simultanément un durcissement important de la martensite (la microdureté augmente de 25 %). Ils l'attribuent à la présence des macles de déformation.

Les paramètres du traitement se révèlent des facteurs importants par leur influence sur les caractéristiques de la couche trempée. Il est évident que l'on peut prévoir l'influence globale des deux paramètres importants que sont la puissance de chauffage et la vitesse de défilement : lorsque la puissance croît ou que la vitesse de défilement diminue, la température superficielle et la pénétration augmentent. L'étude que nous avons effectuée, et qui est résumée dans le *tableau III.2*, montre cependant qu'il est plus facile d'obtenir un profil de dureté et un ensemble de structures souhaités en fixant la vitesse de défilement qui influence fortement la profondeur de pénétration et d'ajuster la puissance pour obtenir un profil correct.

En effet, une grande vitesse de défilement conduit à une gamme de puissances utilisables suffisamment grande qui modifie assez peu la

profondeur de pénétration. Par contre, une vitesse de défilement trop faible peut conduire à une profondeur de pénétration trop grande qui ne peut pas être suffisamment modifiée en ajustant la puissance.

On aura donc intérêt, dans une gamme de puissances permettant d'obtenir une température maximale de surface convenable, à fixer la profondeur de pénétration à l'aide d'une vitesse de défilement suffisamment rapide et d'ajuster ensuite la puissance de chauffage (*figure III.43*).

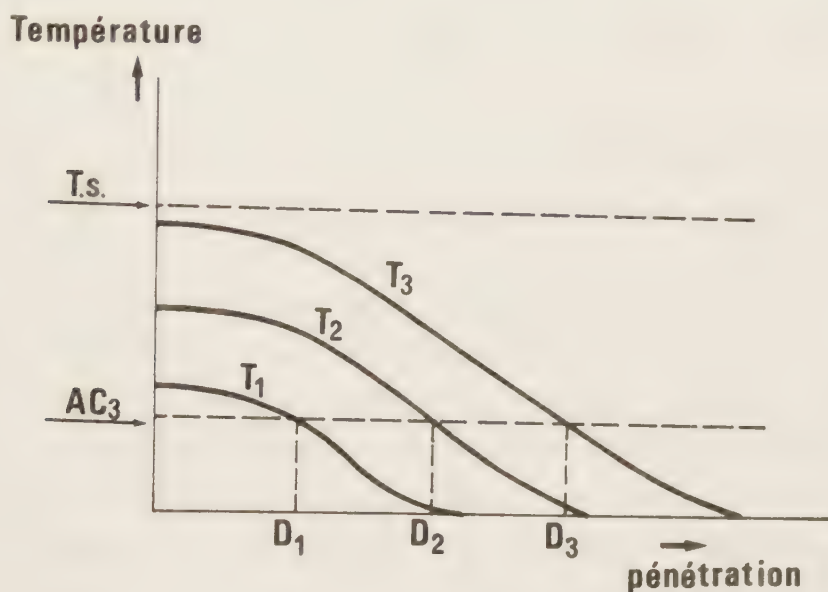


Figure III.43 : Représentation schématique de plusieurs profils de température au cours du chauffage à induction, correspondants à des puissances différentes du générateur H.F.
T.S. (température de surchauffe)

Il nous semble donc que, pour assurer une bonne reproductibilité au traitement, toutes choses égales par ailleurs, il soit nécessaire de contrôler la vitesse de défilement de façon plus rigoureuse que la puissance.

Enfin, la distance inducteur-douche, lorsqu'elle est importante, modifie fortement la température superficielle sans affecter notablement la profondeur de pénétration. En effet, la conduction de la chaleur suivant

les génératrices du barreau est importante et la proximité de la douche affecte surtout la température superficielle du barreau. On explique ainsi l'incohérence apparente des températures mesurées dans l'intervalle inducteur-douche (*tableau III.2*).

Les expériences réalisées sur les fontes à graphite sphéroïdal sont particulièrement intéressantes. Elles ont permis de mettre en évidence le rôle important que peuvent jouer les sphéroïdes de graphite. Ces derniers sont, en quelque sorte, des réservoirs de carbone qui, même pendant la très courte durée du traitement, vont alimenter par un processus diffusionnel la matrice environnante.

Enfin, un dernier point qui nous semble intéressant est la possibilité d'apparition des tapures au cours du traitement. Nous ne les avons observées que dans l'acier XC 80 lorsque les lamelles perlitiques étaient assez fines pour conduire à une martensite unique. Bien sûr, au microscope électronique, même dans ce cas, nous observons des lattes, mais elles sont trop peu nombreuses par rapport aux plaquettes pour absorber les déformations consécutives à la trempe. Il est en effet bien connu que la martensite en plaquettes est plus fragile que la martensite en lattes. De ce point de vue, nous pouvons revenir aux fontes dans le cas des traitements pour lesquels la diffusion à partir des nodules a été suffisamment importante pour que la martensite soit essentiellement en plaquettes (*figure III.41*). Nous n'observons plus au microscope optique qu'une martensite uniforme dans laquelle, s'il n'y a pas de tapures, les sphéroïdes dont les formes se sont détériorées semblent avoir accommodé les déformations provenant de la transformation.

Ainsi, nous pouvons relier un facteur physique du traitement, dans ce cas précis il s'agit d'une vitesse de défilement trop faible, à l'obtention d'une structure probablement néfaste à la résistance à la fatigue. Ce point mériterait des expériences complémentaires.

Nous avons abordé le problème de la structure des couches trempées à l'aide de l'analyse radiocristallographique. Nous avons choisi, pour simplifier cette tentative, un acier eutectoïde XC 80 dans lequel les fluctuations

de composition sont les plus faibles. Dans un dernier paragraphe, nous allons présenter cette étude dont les conclusions actuelles renforcent notre interprétation.

III.6 - ANALYSE RADIOCRISTALLOGRAPHIQUE DES COUCHES TREMPÉES

La présence, dans l'anneau trempé des barreaux traités, de deux morphologies martensitiques correspondant l'une à une forte teneur en carbone et l'autre, à une faible teneur en carbone, nous a incité à tenter de retrouver par analyse radiocristallographique les caractéristiques des deux phases en présence.

La complexité de cette analyse résulte de plusieurs facteurs. Les mesures expérimentales sont rendues difficiles par le simple fait que la géométrie cylindrique des barreaux se prête mal à l'expérience. Les contraintes, développées à l'intérieur du barreau par le traitement lui-même, constituent une cause d'erreurs dans la détermination des distances interréticulaires des phases. Enfin, la teneur en carbone évolue de façon continue entre des valeurs extrêmes et, de ce fait, nous ne sommes pas en présence de deux phases bien précises mais plutôt de deux types de phases, chaque type correspondant à son domaine de composition.

Nous avons, néanmoins, essayé d'utiliser l'analyse radiocristallographique ; une hypothèse simplificatrice a été faite : nous supposons qu'il n'y a que deux phases martensitiques précises :

- une martensite quadratique, à teneur en carbone voisine de 0,8 %,
- une martensite cubique, à teneur en carbone voisine de 0,25 %.

III.6.1. - RESULTATS EXPERIMENTAUX

Comme nous l'avons précisé dans les méthodes expérimentales, les intensités diffractées sont mesurées tous les 0,02 ° sur une surface plane

de 6×20 mm, ce qui correspond à une variation de profondeur du barreau d'environ 0,5 mm.

Les profils d'intensité, construits point par point (*figure III.44*), mettent clairement en évidence une dissymétrie de la courbe représentant l'intensité de diffraction en fonction de l'angle de Bragg θ .

Cinq profils ont été tracés pour les profondeurs moyennes de 0,5 - 1 - 1,5 - 2,5 et 3 mm à partir de la surface du barreau.

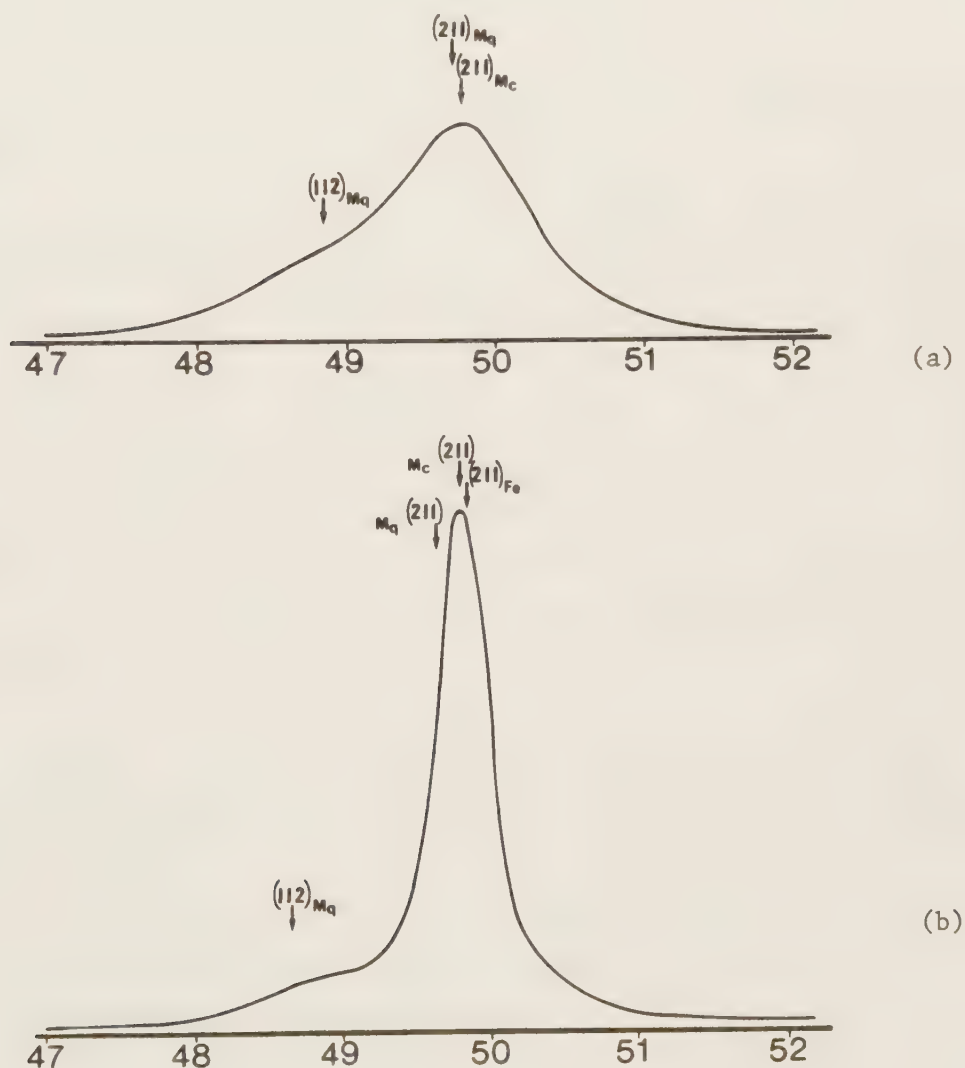


Figure III.44 : Courbes expérimentales des intensités diffractées du doublet $(112)(211)$ de la martensite par des portions planes du barreau.
a) profondeur de 1 mm b) profondeur de 2,5 mm

Les profils évoluent lentement d'une profondeur à l'autre. Les enregistrements correspondent, en tenant compte de nos hypothèses, à un intervalle angulaire dans lequel les intensités diffractées proviennent des plans :

- (211) et (112) de la martensite quadratique,
- (211) de la martensite cubique.

III.6.2. - EXPLOITATION DES RESULTATS

Nous avons utilisé pour l'exploitation des résultats, un programme de calcul mis au point par B. CLOSSET⁽⁴¹⁾.

Ce programme corrige d'abord les données expérimentales, du fond continu, de l'absorption et du facteur de Lorentz-Polarisation. Ensuite, à partir de 9 paramètres expérimentaux, qui sont pour chacun des trois pics de diffraction :

- la position angulaire du maximum,
- la largeur du pic à mi-hauteur,
- l'intensité maximale du pic,

le programme du calcul consiste à décomposer les profils expérimentaux en plusieurs raies de diffraction, chacune étant théoriquement représentée par une gaussienne.

Profil théorique et profil expérimental sont comparés par une méthode de moindres carrés. Les paramètres sont modifiés simultanément jusqu'à ce que la correspondance entre les profils soit la meilleure possible.

Les *tableaux III.3 - III.4 - III.5 - III.6 et III.7* permettent de comparer les valeurs des paramètres choisis et calculés des trois pics, pour les cinq profondeurs analysées.

La position angulaire choisie du pic de la raie (211) de la martensite cubique correspond toujours à une composition en carbone voisine de 0,25 %. Le rapport c/a des paramètres compatibles avec les positions

angulaires des pics (211) et (112) de la martensite quadratique correspond à une composition en carbone comprise entre 0,6 et 0,8 %.

La demi-largeur à mi-hauteur de chaque pic a été appréciée à partir d'une décomposition graphique en trois pics du profil expérimental. Dans cette décomposition, on a supposé que les intensités maximales des raies quadratiques (211) et (112) sont dans le rapport 2.

Les résultats provenant du calcul ne s'écartent jamais beaucoup (sauf, peut-être, pour la raie (211) quadratique à 2,5 mm de profondeur) des valeurs déterminées graphiquement.

(hkl)	Position angulaire		Demi-largeur à mi-hauteur		Intensité	
	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat
(112) _{Mq}	48,90	48,88	0,60	0,61	550	467
(211) _{Mq}	49,75	49,72	0,80	0,76	1100	1140
(211) _{Mc}	49,80	49,80	0,40	0,41	950	960

Tableau III.3 - Raie à 0,50 mm

(hkl)	Position angulaire		Demi-largeur à mi-hauteur		Intensité	
	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat
(112) _{Mq}	48,86	49,86	0,64	0,64	375	375
(211) _{Mq}	49,74	49,74	0,84	0,84	750	750
(211) _{Mc}	49,80	49,80	0,40	0,40	1025	1025

Tableau III.4 - Raie à 1,00 mm

(hkl)	Position angulaire		Demi-largeur à mi-hauteur		Intensité	
	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat
$(112)_{Mq}$	48,72	48,85	0,50	0,66	380	460
$(211)_{Mq}$	49,74	49,74	0,70	0,70	760	685
$(211)_{Mc}$	49,78	49,82	0,42	0,50	1100	1211

Tableau III.5 - Raie à 1,5 mm

(hkl)	Position angulaire		Demi-largeur à mi-hauteur		Intensité	
	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat
$(112)_{Mq}$	48,64	48,64	0,44	0,45	165	165
$(211)_{Mq}$	49,73	49,61	0,64	0,65	330	340
$(211)_{Mc}$	49,78	49,79	0,20	0,21	4020	4017

Tableau III.6 - Raie à 2,5 mm

(hkl)	Position angulaire		Demi-largeur à mi-hauteur		Intensité	
	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat	Donnée	Résultat
$(112)_{Mq}$	48,60	48,70	0,30	0,47	95	112
$(211)_{Mq}$	49,72	49,70	0,50	0,43	190	334
$(211)_{Mc}$	49,78	49,79	0,14	0,18	6400	6238

Tableau III.7 - Raie à 3,00 mm

Le *tableau III.8* rassemble les résultats du calcul. Les positions angulaires de chaque pic figurent dans ce tableau. Les aires de chaque raie de diffraction ont été calculées et, ainsi, on peut donner un pourcentage des phases cubique et quadratique en présence à chaque profondeur.

Profondeur (mm)	0,5	1,0	1,5	2,5	3
θ_{112}° Mq	48,88	48,86	48,85	48,64	48,70
θ_{211}° Mq	49,72	49,74	49,74	49,61	49,70
θ_{211}° (cubique)	49,80	49,80	49,82	49,79	49,79
S_{N_1} (112)	603,46	510,78	646,96	157,93	111,13
S_{N_2} (211)	1835,46	1341,08	1021,00	466,84	303,70
S_{N_3} (cubique)	828,61	872,85	1282,97	1769,11	2374,79
% S_t (tétrag.)	74,6	68,0	56,5	26,1	14,9
% S_c (cubique)	25,4	32,0	43,5	73,9	85,1

Tableau III.8

III.6.3. - INTERPRETATION DES RESULTATS

Ces mesures constituent une approche du problème qui nous semble intéressante. Nous ne prétendons pas qu'elle est suffisante, mais peut-être que les quelques conclusions que nous pouvons en tirer justifieront d'autres mesures.

Nous devons, tout d'abord, remarquer que jusqu'à une profondeur de 1,5 mm, la teneur en carbone de la martensite quadratique, déduite des mesures, est voisine de 0,6 % alors qu'à partir de 2,5 mm, cette teneur est de 0,75 %. Sans tenir compte de la variation de cette teneur, mais plutôt de sa valeur absolue qui est plus faible ou juste égale à celle de

la composition de l'acier, nous pensons devoir l'attribuer à l'effet des contraintes de compression. En effet, une diminution des paramètres, sous un effet de compression, peut être interprétée par une baisse de la teneur en carbone.

L'évolution des taux respectifs des martensites quadratique et cubique appelle d'abord une remarque. La largeur du pic à mi-hauteur est une bonne indication pour apprécier la part, dans la martensite cubique, de la ferrite non transformée. Ainsi, il est évident que les fortes teneurs en martensite cubique, aux profondeurs 2,5 et 3 mm, ne sont pas à prendre en considération car les faibles largeurs à mi-hauteur des raies de diffraction montrent la prépondérance de la ferrite non transformée. Il n'en reste pas moins vrai que la proportion relative des deux types de martensite, jusqu'à 1,5 mm, semble acceptable. Très près de la surface, l'homogénéisation dans le domaine austénitique a été meilleure et la quantité de martensite riche en carbone semble plus probable. Au contraire, plus on s'enfonce dans le barreau et moins la diffusion est efficace, si bien que le taux de martensite quadratique va diminuer progressivement. La *figure III.45* schématise, entre deux lamelles de cémentite, le gradient de composition en carbone à deux profondeurs différentes. On peut ajouter d'ailleurs que plus la martensite quadratique est abondante, plus sa teneur moyenne en carbone est faible. Nous trouvons ici une explication à la variation de la teneur apparente en carbone de la martensite quadratique, aux profondeurs 2,5 et 3 mm.

Ainsi, nous avons mis en évidence surtout deux facteurs : hétérogénéité et contraintes. Curieusement, à une profondeur donnée, les effets simultanés de ces facteurs se contrarient et il en résulte malheureusement une diminution de la dissymétrie du profil des intensités diffractées (*figure III.46*). L'hétérogénéité de l'austénite se traduit par un renforcement apparent de l'intensité de la raie (211) quadratique, dû à sa superposition avec la raie (211) cubique. Ces deux raies présentent, du fait de la variation continue de la teneur en carbone, une zone de recouvrement.

Les contraintes résultant du traitement lui-même, nous l'avons déjà souligné, agissent dans le sens d'une diminution des distances inter-

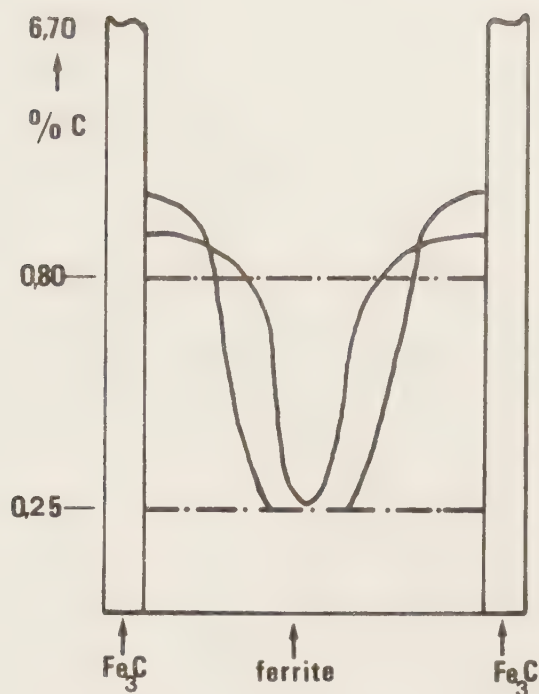


Figure III.45 : Représentation schématique de l'évolution de la teneur en carbone entre deux lamelles de cémentite, à deux profondeurs différentes du barreau.

réticulaires, de façon telle que la martensite quadratique apparaît avec un rapport c/a plus faible que sa composition nominale en carbone. Il s'ensuit un rapprochement des pics (211) et (112) de cette martensite.

L'ensemble de cette interprétation s'appuie sur l'hypothèse que les contraintes sont uniformes dans toute l'épaisseur observée expérimentalement. Ces mêmes observations pourraient s'interpréter en considérant, au contraire, que la teneur en carbone de la martensite est uniforme et que l'on se trouve dans un gradient de contraintes. En fait, nous pensons que l'on se trouve simultanément en présence d'un gradient de concentration à petite échelle, dont l'effet se superpose au gradient de contraintes, rendant une interprétation précise très difficile.

Enfin, les résultats concernant les taux respectifs des deux types de martensite dans l'acier XC 80 peuvent paraître en contra-

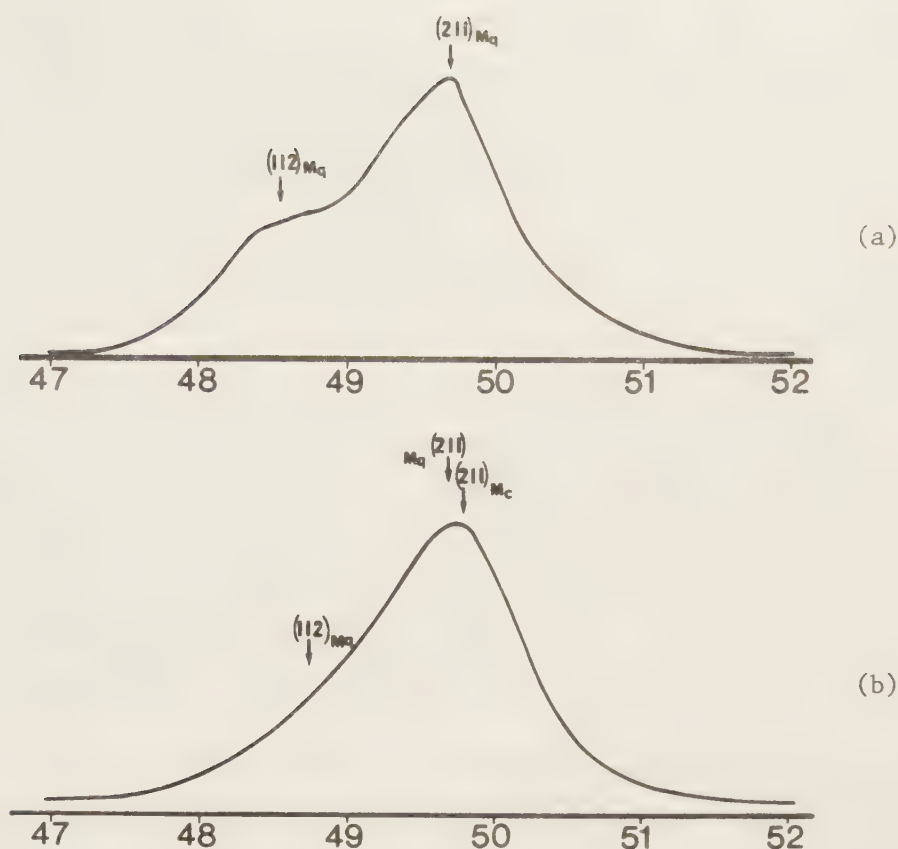


Figure III.46 : Courbes expérimentales des intensités diffractées du doublet (112) (211) de la martensite α' .

- a) Cas de la trempe classique,
- b) Cas de la trempe après chauffage par induction.

diction avec les conclusions que nous avons dégagées des observations au microscope électronique sur l'acier XC 42. En fait, si nous examinons à nouveau le schéma de la *figure III.45*, nous pouvons remarquer que, lorsque la martensite quadratique est abondante, sa composition est peu supérieure à 0,8 % de carbone et elle peut donc, sous l'effet des contraintes et du refroidissement rapide, adopter une morphologie de lattes. Au contraire, lorsque la martensite quadratique se raréfie, sa teneur en carbone est notablement supérieure à 0,8 % et il est de plus en plus difficile d'éviter la formation des plaquettes.

L'observation au microscope électronique de l'acier XC 80 a

permis de mettre, effectivement, en évidence la présence de lattes et de plaquettes, alors que la composition même de l'acier ne le laissait pas supposer à priori. Ainsi, les résultats des deux méthodes, microscopie et diffraction, convergent vers une même conclusion.

III.6.4. - CONCLUSION

Nous avons montré, dans ce paragraphe, que l'évolution des profils de réflexions sélectives des rayons X, aux différents niveaux de la couche affectée par la chaleur, est influencée aussi bien par l'hétérogénéité de composition et de structure des morphologies martensitiques, que par l'existence des contraintes superficielles résultant du traitement thermique. Ces évolutions peuvent, dans certains cas, s'interpréter aussi bien par l'hétérogénéité que par l'existence des contraintes.

Il nous semble donc que toutes mesures de contraintes, par diffraction des rayons X, qui ne tiendraient pas compte de l'hétérogénéité de composition à petite échelle que nous avons mise en évidence tout au long de ce travail, soient sans signification physique.

Conclusions Générales

-000-

L'étude des structures obtenues par trempe après chauffage par induction d'alliages fer-carbone, et en particulier d'aciers industriels XC 18, XC 42, XC 80 et d'une fonte à graphite sphéroïdal, nous a permis de mettre en évidence des morphologies martensitiques particulières, fortement dépendantes des paramètres du traitement thermique.

Ce cycle thermique, qui se traduit par une vitesse de chauffage rapide, un bref maintien à haute température et un refroidissement rapide, conduit toujours, si l'alliage s'est partiellement ou totalement transformé en austénite avant le refroidissement, à la formation de martensite.

Cependant, l'hétérogénéité chimique de l'austénite, et en particulier son hétérogénéité vis à vis du carbone, se traduit, après refroidissement, par l'existence de deux martensites : l'une, formée la première et provenant des zones à basse teneur en carbone, a une morphologie de lattes ; l'autre, formée ensuite, provenant des zones riches en carbone, ayant essentiellement une morphologie de plaquettes.

L'accommodation des contraintes dues au gradient thermique d'une part, et à la transformation martensitique elle-même, d'autre part, se traduit par des modes de déformation par maclage que nous avons analysés en détail et qui sont, pour certains d'entre eux, spécifiques de ce type de traitement.

Deux types de paramètres sont susceptibles d'influencer fortement la morphologie des couches obtenues :

- ceux liés à la structure initiale du matériau,
- ceux liés au traitement thermique lui-même.

Le paramètre structural le plus important est essentiellement la répartition initiale du carbone ; si le carbone est uniformément réparti à l'échelle microscopique (état trempé ou trempé-revenu), on ne pourra obtenir qu'un seul type de martensite qui aura un caractère de plaquettes. De la même façon, une perlite fine dans un acier eutectoïde conduira à une morphologie de martensite pratiquement unique, alors qu'une perlite grossière à larges espaces interlamellaires permettra la formation d'un mélange intime, observable seulement au microscope électronique, de martensite en lattes et de martensite en plaquettes. Des observations du même type peuvent être effectuées sur les fontes à graphite sphéroïdal.

Les paramètres propres au traitement modifient aussi fortement la structure finale. Nous avons montré que les paramètres les plus importants sont ceux qui influencent la répartition du carbone avant la trempe. Dans ces conditions, la vitesse de défilement est le paramètre critique, la puissance totale de chauffage pouvant être ajustée dans une gamme assez large en évitant seulement dans la couche la plus externe, siège des courants de Foucault, de dépasser une température au-delà de laquelle se produirait un grossissement de grain important ou la formation d'une structure de Widmandstätten. Nous avons pu montrer que les trois paramètres, vitesse de défilement, puissance et retard de douchage, permettent de maîtriser complètement, pour un matériau et une fréquence donnés, le traitement ; c'est ainsi que nous avons pu reproduire exactement la morphologie superficielle d'un vilebrequin en fonte à graphite sphéroïdal, traité industriellement, par chauffage à induction suivi d'un refroidissement dans un jet d'air sous pression.

Une étude radiocristallographique nous a montré que l'évolution des profils des réflexions sélectives pouvait s'interpréter aussi bien par l'influence du gradient de contraintes dans les couches, que par l'influence des variations de composition en carbone à petite échelle que nous avons mises en évidence tout au long de cette étude. Une étude de la répartition des contraintes par analyse radiocristallographique qui ne tiendrait pas compte de ces hétérogénéités chimiques n'aurait aucune signification.

Sur le plan pratique, l'existence d'un mélange de martensite en plaquettes et en lattes se traduit par une résistance à la fissuration plus importante que pour une morphologie constituée exclusivement de martensite en plaquettes. On a pu tremper, après chauffage par induction, un acier eutectoïde à structure perlitique grossière en évitant la formation de tapures, alors qu'une structure à perlite fine conduit toujours à la formation de ces défauts. Ces observations s'expliquent facilement en considérant que le mélange plus ou moins intime de deux martensites présente une certaine ductilité qui est due, en fait, à la ductilité, à présent bien connue, de la martensite en lattes.

Compte tenu de notre étude, il apparaît presque évident qu'une telle morphologie, constituée de l'agrégat des deux martensites, peut être le plus facilement obtenue sur des aciers au carbone de structure normalisée, contenant de 0,30 à 0,45 % de carbone. On justifie ainsi, à posteriori, le choix résultant de la pratique industrielle, et qui nous paraît optimal, des aciers XC 38 et XC 42 qui sont le plus souvent utilisés.

L'optimisation du traitement de trempe après chauffage par induction des alliages fer-carbone doit donc être recherchée par une étude morphologique à petite échelle : on choisira les paramètres métallurgiques (état initial du matériau) et les paramètres du traitement qui conduisent à la formation du mélange que nous avons décrit de martensite en lattes et de martensite en plaquettes. Un critère semblable doit être utilisé en cas d'expertise.

Bibliographie

-o0o-

- (1) UGINE INFRA, "*Le chauffage par induction haute fréquence*"
- (2) D.L. MARTIN et F.E. WILEY, *Trans. ASM*, 1945, 34, 351
- (3) J.F. LIBSCH et col., *Trans ASM*, 1950, 42, 121
- (4) H.B. OSBORN, *Metal Progress*, Dec. 1955, 105
- (5) J. RUSTE, M. GANTOIS, *J. Physics D : Appl. Phys.*, 1975, 8, 872
- (6) J. ORLICH, "*Atlas du traitement thermique des aciers*", Ed. Stahl-Eisen, 1973, 3
- (7) H. SCHLICHT, *XVe Colloque International pour l'étude des traitements thermiques*, Caen, France, 1974
- (8) H. OSBORN, *Trans. Electrochemical Soc.*, 1941, 79, 215-241
- (9) J.F. BREEDIS, C.M. WAYMAN, *Trans AIME*, 1962, 224, 1128
- (10) E.S. MACHLIN, M. COHEN, *Trans. AIME*, 1951, 191, 1019
- (11) R.P. REED, *Acta Met.*, 1967, 15, 1287
- (12) J.A. VENABLES, *Phil. Mag*, 1962, 7, 35
- (13) M. OKA, C.M. WAYMAN, *Trans ASM*, 1969, 62, 370
- (14) R.M. KELLY, J. NUTTING, *Proc. Roy. Soc.*, 1960, 259, 45

- (15) G.R. SPEICH, *Trans. TMS - AIME*, 1969, 245, 2553
- (16) A.R. MARDER, G. KRAUSS, *Trans. ASM*, 1967, 60, 651
- (17) G.R. SPEICH, H. WARLIMONT, *J. Iron Steel Inst.*, 1968, 206, 385
- (18) S.K. DAS, G. THOMAS, *Met. Trans.*, 1970, 1, 325
- (19) M. LAVERROUX, *Thèse Nancy I*, 1973
- (20) R.H. RICHMAN, *Trans. TMS - AIME*, 1963, 227, 159
- (21) K.W. ANDREWS, *J. of the Iron and Steel Institute*, Juillet 1965, 721-727
- (22) G. KRAUSS, A.R. MARDER, *Metallurgical Transactions*, Sept. 1971, 2,
n° 9, 2343-2357
- (23) G.S. ANSELL, S.J. DONACHIE, R.W. WESSLER Jr., *Met. Trans.*, Sept. 1971,
2, n° 9, 2443
- (24) G. KURDJUMOV, G. SACHS, *Zeits. Phys.*, 1930, 64, 325
- (25) Z. NISHIYAMA, *Sci. Rep. Tohokou Imper. Univ.*, 1934-1935, 23, 637
- (26) G. WASSERMANN, *Archiv für das Eisenhutt.*, 1933, 16, 647
- (27) A.B. GRENINGER, A.R. TROIANO, *Trans. AIME*, 1940, 140, 307
1949, 185, 591
- (28) A.R. MARDER, G. KRAUSS, *Trans. ASM*, 1969, 62, 957
- (29) A.J. MORTON, C.M. WAYMAN, *Acta Met.*, 1966, 14, 1567
- (30) S. JANA, C.M. WAYMAN, *Met. Trans.*, 1970, 1, 2815
- (31) J.S. BOWLES, J.K. MACKENZIE, 1962, 10, 625
- (32) N.D.H. ROSS, A.G. CROCKER, *Acta Met.*, 1970, 18, 405
- (33) E.R. PETTY, "Martensite fundamentals and Technology", 1970, 5 et 82

- (34) R.G. BRYANS, T. BELL, V.M. THOMAS, *"Mechanisms of Phase Transformations in Solids"*, Manchester, 1968
- (35) A. VAMVACOUSSIS, B. SCHMITT, M. GANTOIS, *Traitement Thermique*, 1974, n° 88, 85-96
- (36) ARBUZOV, KURDJUMOV, *Zh. Tekh. Fiz.*, 1941, 11, 412
- (37) ISAICHEV, *Zh. Tekh. Fiz.*, 1947, 17, 835
- (38) PITSCH et SCHRAPER, *Archiv für das Eisenhütt.*, 1958, 29, 485
- (39) LESLIE, FISHER et SEN, *Acta Met.*, 1959, 7, 632
- (40) Rapports, *Laboratoire de Métallurgie de Sochaux*, Automobiles Peugeot, Mai et Novembre 1971
- (41) B. CLOSSET, *Communication personnelle*

NOM DE L'ETUDIANT : VAMVACOUSSIS Artémios

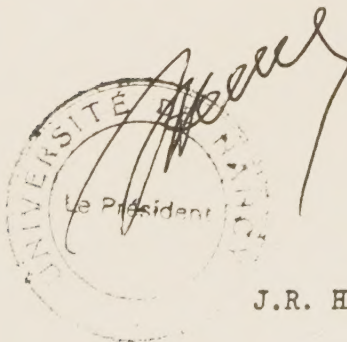
NATURE DE LA THESE : de DOCTEUR INGENIEUR

VU, APPROUVE

& PERMIS D'IMPRIMER

NANCY, le 3 septembre 1975

LE PRESIDENT DE L'UNIVERSITE DE NANCY I



J.R. HELLOY

